

USINABILITÉ D'ALLIAGES LÉGERS ET DES COMPOSITES LORS DU PERÇAGE À SEC

B.Balout, V.Songmene, J.Masounave
École de technologie supérieure (ETS)
Département de génie mécanique
1100 rue Notre-Dame Ouest,
Montréal, Québec, H3C 1K3

bahaa.balout.1@ens.etsmtl.ca ; victor.songmene@etsmtl.ca, jacques.masounave@etsmtl.ca

Received April 2005, Accepted October 2006
No. 05-CSME-13, E.I.C. Accession 2865

RÉSUMÉ

L'usinage à sec est une technologie prometteuse pour réduire les coûts d'usinage et éliminer les effets néfastes des lubrifiants sur l'environnement et sur la santé. Cette technologie est cependant difficile à appliquer pour des matériaux qui collent sur l'outil ou pour des composites qui usent rapidement les outils de coupe.

Dans ce travail, l'influence des paramètres de coupe, des alliages et des particules dures (SiC, Al₂O₃) et douces (graphite) sur les forces de coupe et sur le mécanisme de formation des copeaux lors de l'usinage à sec est présentée. Les résultats obtenus montrent que les lois d'usinage reliant les forces aux conditions de coupe restent valides pour les composites testés et pour des vitesses jusqu'à 150 m/min.

Mots clés : Perçage à sec, usinabilité, alliages d'aluminium, composites, forces, copeau.

MACHINABILITY OF LIGHT ALLOYS AND COMPOSITES DURING DRY DRILLING

ABSTRACT

Dry machining is a very promising technology to reduce the machining cost and eliminate the negatives effects of lubricants on environment and on health. This technology is however difficult to apply for gummy materials which adhere to the cutting tools and for composites materials that wear out quickly the tools.

In this research work, the effect of the cutting parameters, the alloys and that of hard particles (SiC, Al₂O₃) and soft particles (graphite) on the cutting forces and chip formation during dry machining is presented. The results obtained show that the machining laws relating the cutting conditions to the cutting force remain valid for the composites tested and for cutting speeds up to 150 m/min.

Key words: Dry drilling, machinability, aluminum alloys, composites, forces, chip formation.

INTRODUCTION

L'usinage a subi de fortes modifications dans les trois dernières décennies, les améliorations furent nombreuses. Les exigences environnementales sont devenues de plus en plus sévères et ont poussé les chercheurs à se diriger vers l'usinage à sec. Mais les conséquences de ce choix sont grandes. Par exemple, au fur et à mesure que la vitesse de coupe augmente, la température du copeau et de la pièce sont modifiées.

Par ailleurs, les composites métalliques possèdent des propriétés mécaniques attrayantes, mais leur usage est limité par la grande difficulté d'usinage, surtout pour les composites renforcés par des particules grosses et dures. L'utilisation de composites renforcés par des particules améliorant à la fois la résistance à l'abrasion et possédant un caractère lubrifiant est une bonne alternative pour améliorer l'usinage à sec. Le composite choisi contient des particules de graphites qui confèrent au matériau des propriétés de lubrification solide, tandis que les particules de SiC ou Al₂O₃ protègent de l'usure abrasive.

Un classement des composites a été proposé (Masounave et al, [9]) en fonction des propriétés des particules de renfort (tableau 1). Si la présence des particules de renfort dures améliore souvent la résistance au frottement abrasif des métaux, elle a un effet très négatif sur l'usinage, surtout pour les particules de fortes dimensions.

Tableau 1 : Classification des particules de renfort pour le CMMp.

Table 1: Classification of reinforcing particles for MMCs.

Particules		
Type	Fines	grosses
Douce MoS ₂ , graphite, talc	I	II
Abrasive SiC, SiO ₂ , Al ₂ O ₃ , diamant	III	IV

L'usure influence fortement la force de coupe, normale dans ce cas [8]. Ces auteurs ont proposé la relation suivante :

$$F = (a + bV_B) f^n \quad (1)$$

avec :

- F : force normale (N), f : avance (mm/rév)
- a : caractéristique de la matrice
- b : caractéristique de l'usure
- V_B : usure par talonnage dans le cas de CMMp de type du Duralcan.

Cette relation a été démontrée pour des composites renforcés par du carbure de silicium.

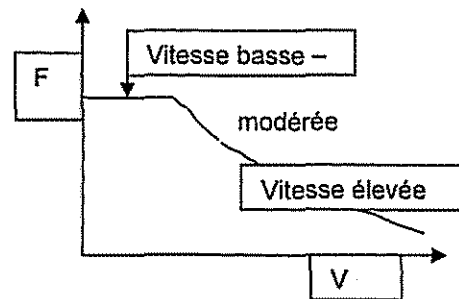


Figure 1 : Force normale en fonction de la vitesse de coupe.

Figure 1: Thrust force as a function of cutting speed.

La figure 1 schématise l'évolution des forces¹ de coupe en fonction des vitesses de coupe. Il a été montré par plusieurs auteurs [8, 12] que la vitesse de coupe n'avait pas d'influence sur les forces de coupe dans le stade I qui correspond à des vitesses basses, typiquement de l'ordre de quelques centaines de m/min ou moins. Dans ce stade, les forces de coupe sont fonction de l'avance [8, 12] :

$$F_n = A \cdot f^n \quad \text{et} \quad M = B \cdot f^m \quad (2)$$

- avec F_n : force normale (N)
- M : moment (N.m)
- A et B : constantes
- f : avance (mm/rév)

¹ Le mot 'forces de coupes' désigne indistinctement la force normale ou tangentielle

n : constante, comprise entre 0,8 et 1.

m une constante qui dépend du matériau.

Il existe donc un rapport de proportionnalité entre ces deux forces. Ces lois ont été mises en évidence très tôt par M.C. Shaw [12] pour des vitesses basses de l'ordre de quelques dizaines de m/min. Elles ont ensuite été vérifiées par Masounave et al. [10] pour de nombreux métaux, composites et des polymères pour des vitesses allant jusqu'à 150 m/min.

Il a été montré [6] que l'usinage des composites du type Duralcan (type III) est faisable avec des outils appropriés et des avances élevées. Lors du perçage du Duralcan avec un outil en acier rapide (HSS), il a été constaté [8] une dégradation très élevée de l'outil de coupe qui affecte fortement les forces de coupe. Après seulement quelques centimètres de perçage, l'outil est fortement usé. Cette usure limite fortement l'usage des CMMp de type III. Pour cette raison, il a été choisi d'étudier des composites renforcés par des particules douces (graphite) et dures (SiC).

Un des buts de ce travail est de pouvoir analyser l'usinage à sec, avec ou sans particules de renfort abrasives ou lubrifiantes. Il est possible que la combinaison de deux types de particules (groupe I et III) puisse permettre un usinage, qui serait difficile avec seulement des particules du groupe I. Ce travail se concentre sur l'évolution des forces pendant l'usinage à sec.

REVUE DE LA LITTÉRATURE

Il est impossible de faire une revue exhaustive de tous les travaux qui ont étudié le perçage. Nous ne retiendrons que ceux qui nous ont semblé pertinent pour le présent travail.

Des modèles théoriques, basés sur des analyses par éléments finis ont été développés pour prédire les efforts de coupe.

En 1984, Armarego [1] a proposé une méthode pour étudier la force normale et le moment pendant le perçage. Cette méthode implique l'analyse de la zone de cisaillement supposée

mince, et aussi le développement de méthodes de calcul. Les deux régions distinctes du foret, les lèvres de coupe et l'âme du foret, ont été analysées séparément. Les essais d'Armarego ont porté sur l'acier 1020 et l'alliage d'aluminium 65S-T6. Le coefficient de corrélation pour la force normale et le moment en fonction de la vitesse de coupe n'étaient pas très significatifs. L'application de l'analyse multivariées par régression linéaire sur les données a donné les relations qui peuvent se généraliser comme suit :

$$F_n = A f^\alpha D^\beta (2W/D)^\gamma 2P^k \delta_0^L \psi^m \quad (3)$$

$$M = A f^\alpha D^\beta (2W/D)^\gamma 2P^k \delta_0^L \psi^m \quad (4)$$

avec :

F_n : la force normale, M : le moment, A , α , β , γ , k , L , m : des constantes, D : le diamètre nominal du foret, f : l'avance, $2W$: la longueur de l'âme du foret, $2P$: l'angle de pointe du foret, δ_0 : l'angle de l'hélice, ψ : l'angle de l'arrête centrale ('chisel edge angle').

Ces relations empiriques ont le mérite d'intégrer tous les paramètres géométriques qui agissent sur la coupe.

En 1980, Hastings et al [7] ont décrit une théorie d'usinage dans laquelle est tenu en compte l'effet de la température et du taux de déformation du matériau. Cette théorie a été appliquée à l'usinage de deux aciers ordinaires au carbone. Les expériences et les calculs de cet auteur indiquent une diminution de l'épaisseur du copeau avec l'augmentation de la vitesse de coupe. Les calculs sont basés sur un modèle de formation du copeau [11] : une fois l'angle de cisaillement connu, l'épaisseur du copeau et les divers composants des forces peuvent être déterminés par les relations classiques suivantes :

$$t_2 = t_1 \cos(\Phi - \alpha) / \sin \Phi, \quad (5)$$

$$F_c = R \cos(\lambda - \alpha), \quad (6)$$

$$F_T = R \sin(\lambda - \alpha), \quad (7)$$

$$F = R \sin \lambda, \quad (8)$$

$$N = R \cos \lambda, \quad (9)$$

$$R = F_c / \cos \alpha = K_{AB} t_1 L / \sin \Phi \cos \theta. \quad (10)$$

La figure 2 résume les notations employées, k_{AB} est la contrainte de cisaillement le long de AB et L: l'épaisseur de coupe.

Ces auteurs ont trouvé que la diminution de l'épaisseur du copeau et des forces de coupe avec l'augmentation de la vitesse de coupe est le résultat de la diminution de la contrainte de cisaillement (d'écoulement) du copeau à cause de l'augmentation de la température à l'interface outil-copeau.

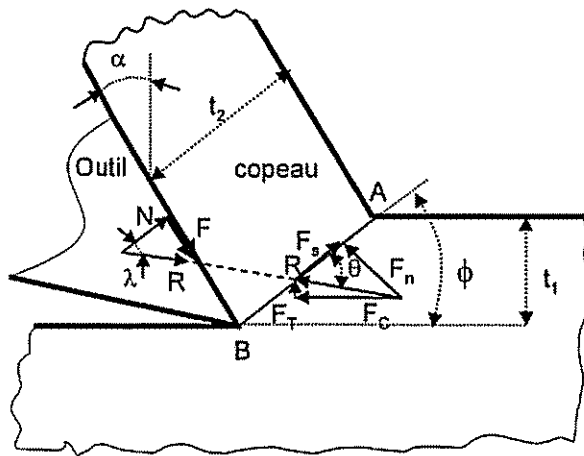


Figure 2 : Formation du copeau
Figure 2 : Chip formation

Kopalinsky et Oxley [5] ont montré que le rapport des forces F_T/F_C augmente avec l'augmentation de l'angle de coupe et avec la diminution de l'épaisseur du copeau non déformé (t_1). L'augmentation du rapport F_T/F_C est expliquée classiquement par l'augmentation de l'angle de frottement (λ) quant t_1 diminue.

En 1963, Takeyama et Murata [14] ont montré l'influence de la température sur la vie d'outil en acier rapide par la relation suivante :

$$I = AT_f^{-B} \quad (11)$$

Avec : I : la vie d'outil, T_f : la température du flanc d'outil, A et B : constantes.

Par la suite, Arsecularatne et al. [2] ont montré comment la température peut être utilisée pour estimer la vie de l'outil pendant l'usinage de l'acier quand les contraintes d'écoulement du

matériau et les propriétés thermiques sont connues. Les résultats présentés dans leur travail montrent que la vie des outils est influencée principalement par la vitesse de coupe, l'avance, l'angle de coupe et la concentration du carbone dans l'acier, AISI 1022 et 1045. Leur but était de déterminer les constantes A et B dans l'équation (11) à partir des résultats de temps de vie pour des conditions proches de la coupe orthogonale. Leurs résultats montrent que la diminution de l'angle de coupe diminue la vie de l'outil et augmente la température résultante du flanc de l'outil.

Une relation de même type que la relation (4) peut être extraite des résultats de Armagero [1] :

$$M = A_2 \cdot f^\alpha \cdot D^\delta \cdot (2W)^\beta \cdot (2p)^\gamma \quad (12)$$

avec :

$\alpha \approx 0.6-0.7$, $\delta \approx 0.1-0.2$, $\gamma \approx 0.1-0.2$, $\beta \approx 1.8-1.9$, et A_2 une constante, D: le diamètre nominal du foret, f: l'avance, $2p$: l'angle de pointe du foret.

Les basses valeurs des exposants α et γ dans l'équation (12) soulignent la moindre influence de l'angle de pointe ($2P$) et de l'âme du foret ($2W$) sur la force tangentielle de coupe. L'équation (12) peut donc simplifier :

$$M \approx A_2 \cdot f^{0.7} \cdot D^{1.8} \quad (13)$$

Ce qui est proche des résultats précédents, Équations 1 et 2) en ce qui concerne l'influence de l'avance.

L'influence de la température macroscopique de l'échantillon sur la force d'avance a été étudiée par Masounave et al. [10], qui ont proposé la description suivante :

$$F_n = A \cdot f^{0.8} \cdot (T - T_{su})^n \quad (14)$$

avec : F_n : la force normale lors du perçage, f la vitesse d'avance du foret, n une constante qui dépend du matériau (entre 0,6 et 0,9)

T : la température macroscopique de la pièce

T_{su} : la température du solidus en usinage du matériau

Les conditions expérimentales sont les suivantes :

- Foret : acier rapide non revêtu
- Diamètre du foret : 4 mm
- Longueur : 73.82 mm
- Diamètre de l'âme : 0.28 mm
- Angle de pointe : 118°
- Angle de l'hélice : 25°
- Angle de dépouille: 25°
- Vitesse de rotation (rpm) : 56-12000
- Avance : 0.08-1.25 mm/rév.
- Profondeur de coupe : 10 mm
- Fluide de coupe : Aucun

PROCÉDURES EXPÉRIMENTALES

Une machine outil à commande numérique a été utilisée. La force normale F_n est mesurée avec une cellule de charge. Le moment M est obtenu par la déformation en flexion de jauges collées sur une lame verticale (Figure 3). Les spécifications des cellules de charge et des jauges de déformation utilisées sont également présentées à la figure 3 (b et c).

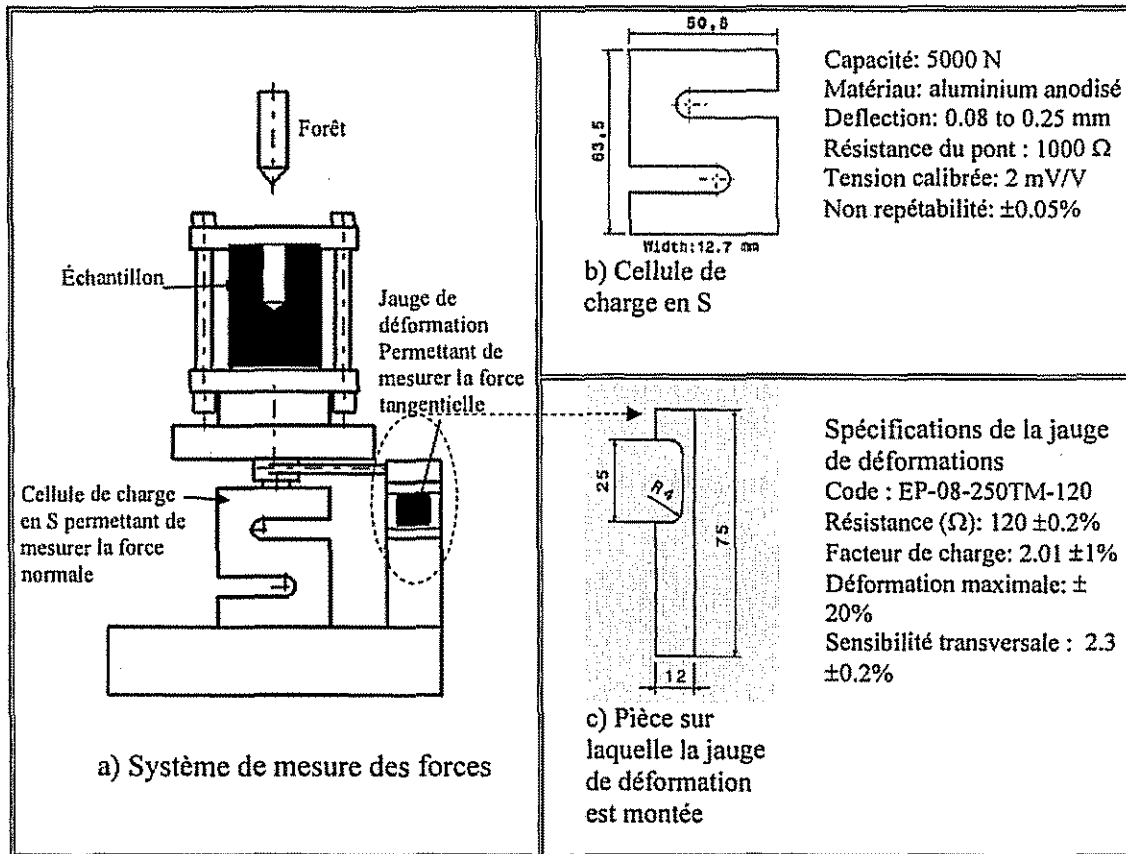


Figure 3 : Montage expérimental utilisé pour mesurer les forces de coupe.

Figure 3 : Experimental set-up used to measure the cutting forces.

MATÉRIAUX

Le choix du GrA-Ni® a été dicté par le mélange de particules de renfort (dures : lubrifiantes) que ce composites possèdent. Ce composite métallique est composé d'une matrice d'aluminium A356 renforcée par des particules de graphite revêtues de nickel et des particules d'alumine ou de carbure de silicium ou douces : particules de graphites recouvertes de nickel). Ces composites ont été fabriqués par la compagnie INCO qui a fourni les matériaux. Les particules de graphite sont recouvertes de Ni pour favoriser l'incorporation (procédé breveté par INCO).

Dans ces alliages il est possible de trouver des phases intermétalliques entre l'aluminium et le nickel, ce qui rend l'interprétation parfois difficile. Il est possible de trouver tous les composés inter-métalliques Al-Ni, souvent localisés proches des particules. Il a été observé que les phases les plus denses (carbures et nitrures) ont tendance à sédimenter.

Les figures (4 et 5) montrent des exemples microstructures de GrA-Ni® 10S-4G (10% SiC, 4% Gr-Ni). On peut noter, à plus fort grossissement, figure 5, la présence de particules de nickel-aluminium. Les particules de SiC, de Gr-Ni ou de AlNi_x sont tous localisés dans la région interdendritique. On retrouve aussi des aiguilles de silicium.

La micrographie 6 montre la microstructure du composite 5A-4G (5% d'alumine, 4% de particule de graphite recouverte). On peut noter que les particules sont encore situées dans l'espace interdendritique. Ce faible pourcentage des particules d'alumine, peut expliquer les écarts de leur répartition visibles à la figure 6.

On peut aussi noter que les particules de graphite revêtues sont réparties aléatoirement dans l'échantillon. L'effet du recouvrement de nickel est important. Il favorise l'incorporation des particules de graphite, insolubles dans l'aluminium. On retrouve encore la présence de composé Al-Ni. Lorsque ce revêtement de Ni est épais, il y a formation d'un composé intermétallique AlNi_x (figure 5). Ce composé est similaire à celui que nous avons déjà analysé dans l'échantillon précédent (10S-4G).

On retrouve la forme cristallographique classique observée précédemment. Sur cette photo, on peut aussi remarquer la présence de quelques porosités qui se situent surtout autour des particules intermétalliques. À la figure 6, on peut aussi noter que les particules de graphite sont réparties aléatoirement dans l'échantillon tandis que les particules d'alumine sont situées dans l'espace interdendritique. La taille des particules peut expliquer la différence de comportement des particules lors de la solidification du liquide.

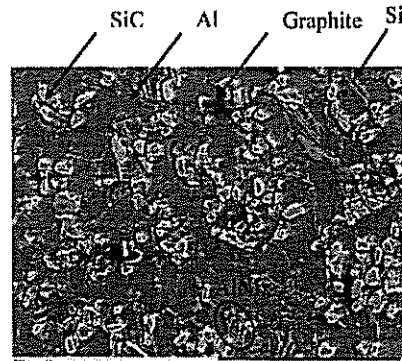


Figure 4: Microstructure du composite GrA-Ni® 10S-4G (X 270).

Figure 4: Microstructure of GrA-Ni® 10S-4G composite (X270).



Figure 5: Microstructure du composite GrA-Ni® 10S-4G (X 1200).

Figure 5: Microstructure of GrA-Ni® 10S-4G composite (X1200).

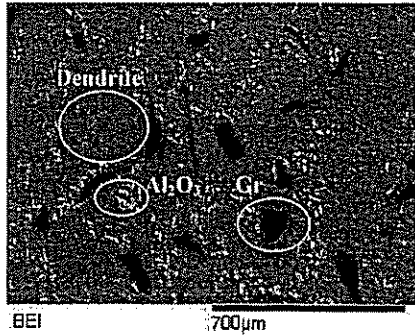


Figure 6 : Microstructure du composite GrA-Ni® 5A-4G.

Figure 6 : Microstructure of GrA-Ni® 5A-4G composite.

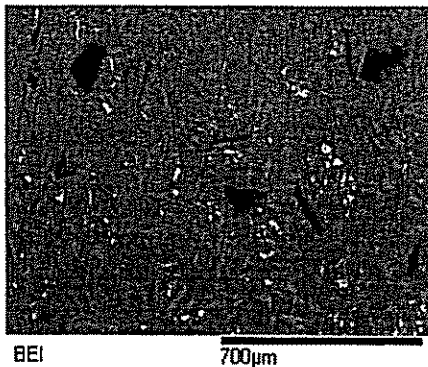


Figure 7 : Microstructure du composite GrA-Ni® 5A-4G (en haut du lingot).

Figure 7 : Microstructure of GrA-Ni® 5A-4G composite (in top of the ingot).

La répartition des particules dans l'échantillon n'est pas totalement homogène. Il est possible de trouver des plages ayant des concentrations en particules différentes. Une comparaison des photos (figures 7 et 8) permet d'illustrer ce phénomène. Néanmoins, cette différence locale de répartition n'affecte pas les résultats. De fait, il n'a pas été constaté de variation dans les forces due aux variations de concentration de particules.

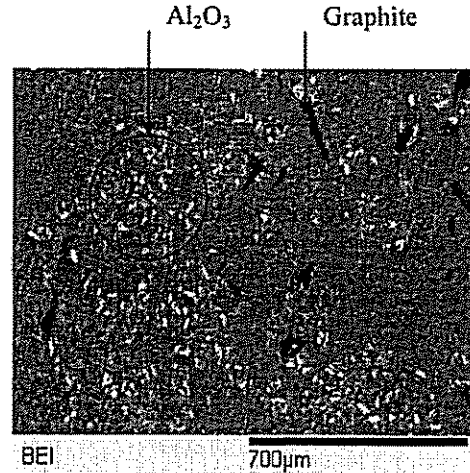


Figure 8 : Microstructure du composite GrA-Ni® 5A-4G (en bas du lingot).

Figure 8 : Microstructure of GrA-Ni® 5A-4G composite (X100) (in bottom of the ingot).

Le tableau 2 montre les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium et des composites utilisés.

Tableau 2 : Propriétés des alliages d'aluminium et de CMMp (voir [4]).

Table 2: Properties of aluminium alloys and of MMCs (see [4]).

propriétés	A356-T6	6061-T6	10S-4G (1)	5A-4G (1)
Ductilité, A%	3,5-5	12-27	0,5	6-10
Dureté HB	70-80	95	71	68
Module d'élasticité, GPa	72	69	ND	81-89
Limite d'élasticité, MPa	160	275	260	296-324
Résistance à la traction, MPa	230	410	275	352-365

(1) :voir [4]

RÉSULTATS ET DISCUSSIONS

Effet de la vitesse de coupe sur les forces

L'évolution des forces de coupe en fonction de la vitesse de coupe est montrée pour différents types de matériaux (figures 9 et 10). Il est facile de remarquer que la force d'avance (ou force normale) est indépendante de la vitesse pour les alliages non-renforcés, tandis qu'elle augmente significativement pour les composites.

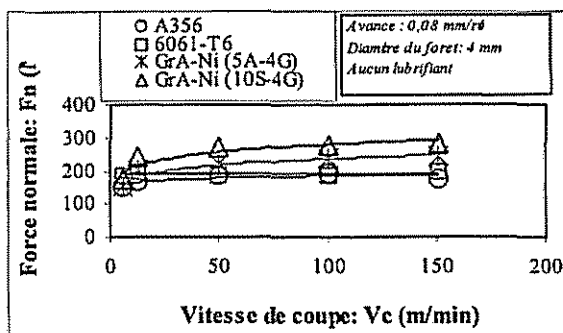


Figure 9 : Force normale des alliages d'aluminium et de composites en fonction de la vitesse de coupe.

Figure 9 : Thrust force of aluminium alloys and of composites as a function of cutting speed.

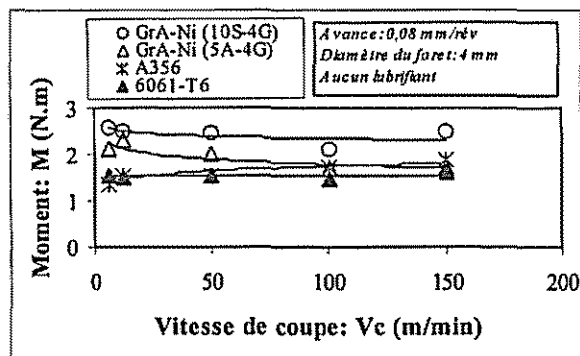


Figure 10 : Moment en fonction de la vitesse de coupe pour les alliages d'aluminium et les composites.

Figure 10 : Torque as a function of cutting speed for aluminium alloys and for composites.

L'influence des particules est très faible sur les valeurs de la force tangentielle. On peut encore affirmer que ce moment est indépendant de la

vitesse de coupe quelque soit le matériau renforcé ou non, métaux, polymères, renforcés ou non, évidemment aux erreurs de mesures près.

La vérification des deux relations (1) soulignent le fait que les conditions de coupe sont inchangées en fonction de la vitesse et donc en fonction du diamètre de l'outil. On peut donc définir ainsi le stade I : les forces de coupe sont indépendantes de la vitesse.

Les composites renforcés ne semblent pas vérifier cette affirmation. La faible augmentation de la force d'avance en fonction de la vitesse de coupe pour les matériaux renforcés (figure 9) peut être expliquée par l'usure de l'outil générée par la présence des particules de renfort. En effet, le taux d'usure est très grand, et est mesurable après seulement quelques tours de rotation, voir paragraphe 'usure' ci-dessous.

Les valeurs plus élevées de la force normale et du moment en fonction de la vitesse de coupe de 10S-4G par rapport au 5A-4G (figures 9 et 10) sont attribuées à la différence de la concentration en particules. Le 10S-4G contient plus de particules dures que le 5A-4G.

Soulignons enfin que les résultats ont été générés avec des outils neufs. Dans le cas du composite renforcé par des particules de carbure de silicium l'usure est très rapide. Elle se produit pour quelques millimètres de profondeur percée. L'effet spécifique de l'usure sera revue dans le paragraphe 'usure'.

Effet de l'avance sur les forces

L'influence de l'avance sur les forces de coupe est montrée dans les figures 11 et 12.

Les relations classiques signalées [3, 8, 12] dans l'introduction (relation 1) sont encore vérifiées pour des composites du type GrANi : les forces de coupe sont proportionnelles à f^n . Il est à noter que les valeurs absolues des moments sont connues avec une erreur de 0,5 N.m, valeur obtenue expérimentalement par répétition des mesures.

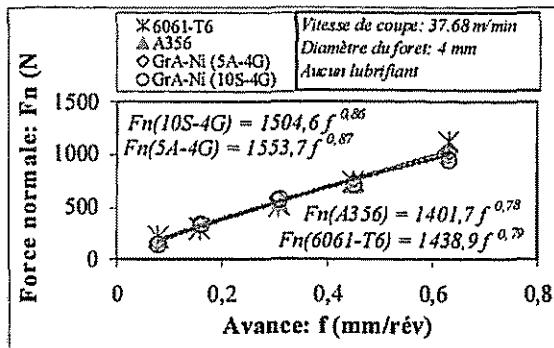


Figure 11 : Force normale des alliages d'aluminium et de composites en fonction de l'avance.

Figure 11 : Thrust force of aluminium alloys and of composites as a function of feed rate.

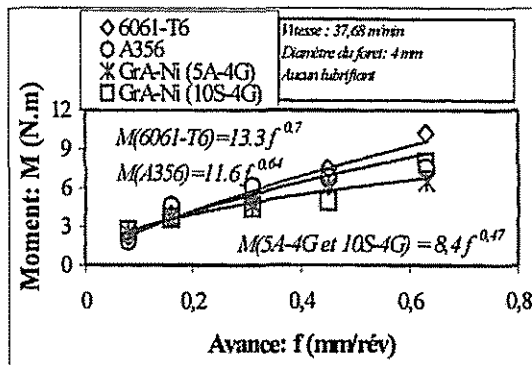


Figure 12 : Moment en fonction de l'avance pour les alliages d'aluminium et les composites.

Figure 12 : Torque as a function of feed rate for aluminium alloys and for composites.

Dans le cas du moment, la situation est un peu différente. Le moment des alliages d'aluminium en fonction de l'avance est légèrement plus élevé que celui de CMMp (fig. 12). Cela peut être expliqué par la fragilité des CMMp. Les renforts fragilisent les copeaux (Songmene et Balazinski, [13]) réduisant ainsi la résistance au cisaillement et donc les forces.

Variation de la forme du copeau en fonction de la vitesse de coupe

Soulignons le fait que l'étude des copeaux peut permettre une classification en termes de ductilité-fragilité (figures 13 et 14). L'alliage 6061-T6 est ductile, les deux composites sont fragiles, l'alliage de fonderie A356 occupe une position intermédiaire. Cet alliage est proche des matériaux qui sont intrinsèquement fragiles, comme les composites. De fait, la plupart des alliages de fonderie sont fragiles. Les conditions de fabrication expliquent ce comportement. On peut peut-être détecter une petite variation de la longueur du copeau de cet alliage.

Les mesures de longueur de copeaux sont imprécises par nature. Effet, la longueur du copeau a été mesurée sur le copeau spiralé et les petits copeaux sont souvent non mesurés parce qu'évacués de la zone de perçage. La variation de l'épaisseur est une mesure plus précise puisqu'elle est réalisée sur des sections des copeaux.

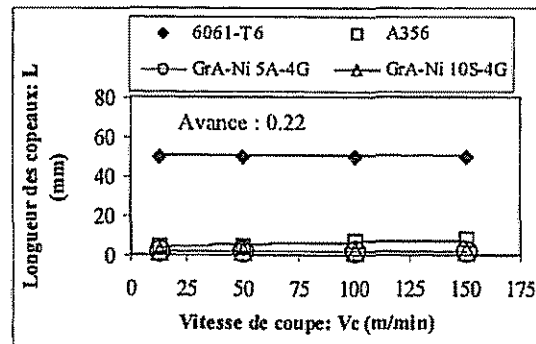


Figure 13 : Longueur des copeaux des alliages d'aluminium et de composites en fonction de la vitesse de coupe.

Figure 13 : speed Chip length of aluminium alloys and of Composites as a function of cutting speed.

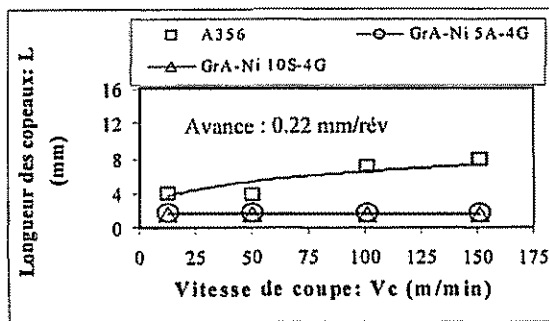


Figure 14 : Longueur des copeaux des alliages d'aluminium (A356) et des composites en fonction de la vitesse de coupe.

Figure 14 : Chip length of aluminium alloy (A356) and of composites as a function of cutting.

La non variation de la longueur des composites (figures 13, 14) s'expliquent facilement, même si les l'outils se détériorent rapidement. Les copeaux sont toujours fragiles, même quand l'outil est bien affûté, tel qu'au début de la coupe.

La longueur du copeau est indépendantes de la vitesse de coupe, ce qui renforce l'affirmation précédente que les conditions de coupe restent inchangées en fonction de la vitesse de coupe, au moins dans la gamme de vitesse étudiées, ce qui impliquent, entre autres, que le frottement sur l'outil reste constant et que l'angle de cisaillement demeure aussi inchangé.

Soulignons encore cette démonstration : dans le stade I, les mécanismes de coupe sont inchangées. Il faut aussi souligner que la définition du stade I est fonction du matériau, mais aussi des conditions géométriques de l'outil dont les changements de forme peuvent affecter les conditions de coupe le long de l'arrêt de coupe.

On constate que les matériaux ont une réponse en usinage différente en fonction de leur microstructure. L'alliage de fonderie (A356) fragile est faiblement influencé par la variation de la vitesse de coupe (figures 13 et 14). L'effet d'élévation de la vitesse affecte peu la longueur

du copeau (figure 14). L'alliage de fonderie A356 est le seul qui subit une faible influence de la vitesse de coupe.

En fait, lorsque la vitesse de coupe augmente, la vitesse de déformation augmente. L'augmentation de la vitesse de déformation augmente les contraintes de cisaillement dans la zone de cisaillement et le comportement du matériau tend vers un comportement fragile. En même temps, l'augmentation de la vitesse de coupe augmente la température dans la zone de cisaillement. L'augmentation de la température réduit la contrainte de cisaillement et le comportement tend vers un comportement ductile. La compétition entre ces deux phénomènes va dicter le comportement global du matériau à une vitesse de coupe donnée. À faible vitesse de coupe, le A356 est un matériau fragile et donc produit des copeaux courts. À des vitesses excédants 75 m/min (figure 14), l'influence de l'augmentation de la température sur la contrainte de cisaillement paraît plus important que celui de la vitesse de déformation et par conséquent le A356 tend à avoir un comportement plus ductile et génère des copeaux plus long.

Si l'alliage est ductile (6061-T6), une augmentation de la vitesse ne change pas notablement la ductilité du copeau. La compétition entre l'effet de la température et l'effet de la vitesse de déformation sur les contraintes de cisaillement pour le 6061-T6 paraît être en faveur de la température. Par conséquent il maintient un comportement ductile dans la plage des vitesses étudiées et les copeaux sont longs (figure 13). Quand aux 10S-4G et 5A-4G, l'effet de la vitesse de déformation sur la contrainte de cisaillement est plus important que l'effet de la température pour la plage des vitesses étudiées. Ils ont donc un comportement fragile durant la coupe et génèrent des copeaux courts (figure 14).

Insistons sur le fait que pour les matériaux fragilisés par la présence des particules de renfort (dures et douces), les copeaux sont courts et leur longueur est peu influencée par la vitesse de coupe, (figures 9 et 10). Sauf pour de très basses vitesses de coupe, les efforts de coupe dépendent peu de la vitesse de coupe, ce qui confirme la géométrie du copeau, qui est aussi indépendante de la vitesse de coupe.

Formation des copeaux

Le mécanisme de formation du copeau varie d'un matériau à l'autre. L'effet de la variation de la chaleur générée par le frottement copeau-outil sur la formation du copeau est faible pour les vitesses étudiées. Dans le stade I, les conditions de coupe sont inchangées (paragraphe précédent 'effet de la vitesse de coupe').

Les figures suivantes montrent les copeaux d'alliage A356, pour deux vitesses différentes. La zone fortement déformée a été générée par l'action du frottement entre l'outil et le copeau. Le métal est fortement déformé, la microstructure initiale a presque disparu, l'alliage tend à former une microstructure hors équilibre. Ce matériau hautement déformé augmente le frottement entre le copeau et l'outil. Les traces de l'adhésion avec l'outil sont visibles sur la partie intérieure du copeau (en bas de la photo 15).



Figure 15 : Microstructure d'un copeau de A356 (X 50) $V_c = 37.68$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

Figure 15: Microstructure of A356 aluminium alloy chip (X 50) $V_c = 37.68$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

L'écoulement du copeau se produit principalement dans cette zone hautement déformée.

La figure 16(a), montre des détails de la microstructure du copeau de A356. On peut noter la présence d'une zone de cisaillement importante (zone II). On peut aussi noter la présence d'arêtes rapportées (zone I). La

microstructure classique de fonderie, les dendrites, est fortement allongée lors du passage de la zone de cisaillement. La surface extérieure des copeaux de A356 (figures 16 et 17) possède de nombreuses microfissures, ce qui explique la faible longueur des copeaux. La segmentation du copeau est due aux contraintes que le frottement génère entre le copeau et l'outil.

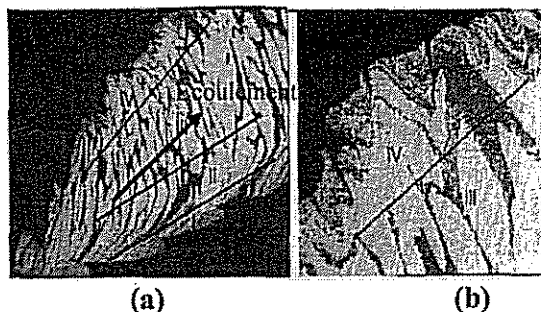


Figure 16 : Copeau de A356. Différents stades de microstructure, $V_c = 12.5$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

Figure 16 : Chip of A356. Different stages of microstructure, $V_c = 12.5$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

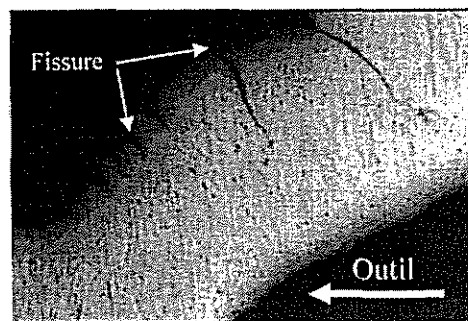


Figure 17 : Fissuration d'un copeau de 6061-T6 lors de sa formation (x50), $V = 1.76$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

Figure 17 : cracking of 6061-T6 chip during its formation(x50), $V = 1.76$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

Les copeaux de l'alliage 6061-T6 sont longs et serrés sur la face extérieure (figure 18).

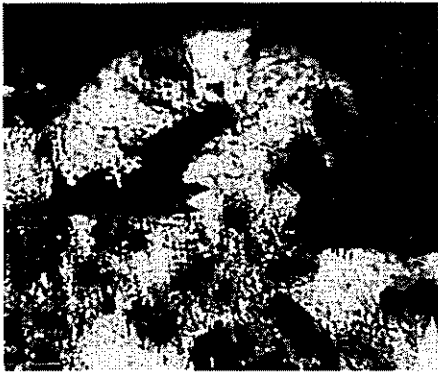


Figure 18 : Bandes de cisaillement d'un copeau du GrA-Ni 5A-4G (x100), $V_c = 12.5$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.
 Figure 18 Shear bands on GrA-Ni 5A-4G chip(x100), $V_c = 12.5$ m/min, $f = 0.08$ mm/rév.

Dans le cas des composites, la présence des particules de renfort fragilise fortement le matériau et conduit à des bandes de cisaillement plus marquées (fig. 18). Ceci rejoint les travaux de Songmene et al. [13] qui ont montré que les copeaux générés lors de l'usinage des composites sont plus courts que ceux de l'aluminium non renforcé, à cause de la présence des particules de renfort. La présence de particules lubrifiantes ne change pas le caractère de fragilité du copeau. Les particules fragilisent le copeau et donc provoquent la formation de copeaux courts.

Coefficient de friction

Le coefficient de friction (μ) se mesure classiquement par la relation géométrique (voir, par exemple, M.C. Shaw 1957) :

$$\mu = \frac{F_c \sin \alpha + F_n \cos \alpha}{F_c \cos \alpha - F_n \sin \alpha} \quad (15)$$

Avec F_c : force tangentielle (N)
 F_n : force normale (N)
 α : angle de coupe (deg)

À partir des mesures des forces F_c et F_n , on peut calculer la relation entre le coefficient de friction et l'avance :

$$\mu = k \cdot f^n \quad (16)$$

où k est une constante du matériau. On trouve que n vaut entre 0.2 et 0.3 pour les composites et entre 0.06 et 0.1 pour les alliages d'aluminium.

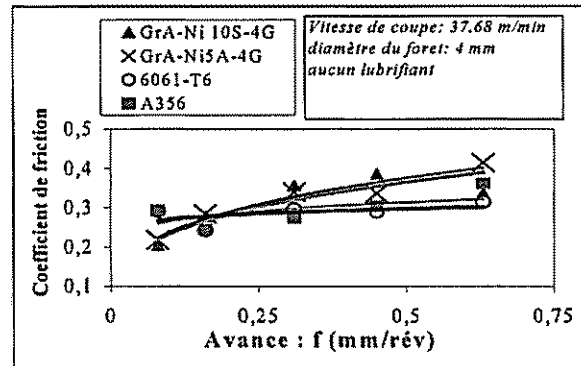


Figure 19: Coefficient de friction en fonction de l'avance de coupe.

Figure 19 Friction coefficient as a function of feed rate.

$$\mu(5A-4G) = 0.46 f^{0.28} \quad (17)$$

$$\mu(10S-4G) = 0.44 f^{0.28} \quad (18)$$

$$\mu(A356) = 0.34 f^{0.1} \quad (19)$$

$$\mu(6061-T6) = 0.31 f^{0.06} \quad (20)$$

La présence des particules de renfort entraîne une augmentation du coefficient de friction (fig. 19) surtout à haute avance. Cette augmentation du coefficient de friction, dans le cas des composites, est probablement due à l'abrasion de l'outil qui augmente l'interaction entre le copeau et l'outil.

L'usure

Afin de mettre en évidence l'effet de l'usure prématurée de l'outil, des essais avec des outils usés par talonnage ont été réalisés. L'usure est mesurée sur la face de dépouille par la grandeur classique V_B . Rappelons que des forets en HSS ont été utilisés pour mettre rapidement en évidence les phénomènes d'usure.

La figure 20 montre l'augmentation de la force normale et du moment pour le 6061-T6 en fonction de l'usure de l'outil. La force normale augmente rapidement en fonction de l'usure à cause du frottement sur la face de dépouille. La variation du moment est négligeable.

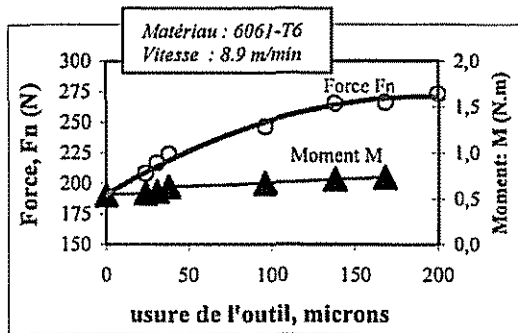


Figure 20 : Force normale en fonction de l'usure de l'outil.

Figure 20 : Cutting force as a function of drill wear.

La figure 21 montre l'usure en fonction de la profondeur de coupe pour deux avances. Ces essais ont été effectués sur le GrA-Ni® 5A-4G, afin de compléter la loi déjà étudiée (équation 1, introduction)

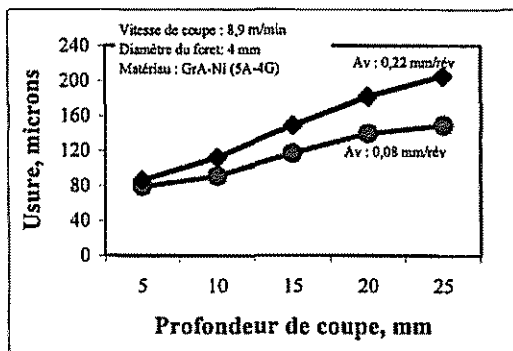


Figure 21 : Usure du foret en fonction de la profondeur de coupe

Figure 21 : Drill wear as a function of drilling depth.

L'usure du foret est très rapide avec ce type de matériau. Elle augmente avec l'avance mais elle reste moindre comparée à celle observée lors de l'usinage des composites à matrice métallique renforcée uniquement de particules

de SiC [13]. Tandis que les particules de graphite jouent un rôle de lubrifiant, les particules dures (SiC) ont une influence négative sur la durée de vie de l'outil. L'usure du foret atteint une valeur critique après seulement quelques centimètres du perçage dans le composite renforcé par des particules de SiC. La présence du graphite améliore la vie de l'outil. L'effet de la présence de particules dures est légèrement atténué par la présence de graphite. L'outil, surtout sur la face d'attaque, se recouvre d'une couche de graphite qui le protège efficacement contre l'usure. L'effet du graphite est donc de protéger l'outil, en facilitant le glissement du copeau dans la flûte lors du perçage. La couche de graphite qui se dépose sur la face de coupe du foret protège celui-ci contre l'usure en cratère tandis que celle qui se dépose sur la surface fraîchement percée diminue l'usure par talonnage de l'outil.

Aux vitesses de coupe plus élevées, l'effet du graphite devient de moins en moins important. Plus on va vite moins le graphite reste adhérent sur l'outil. Par conséquent, les particules de carbure de silicium usent plus facilement l'outil, ce qui engendre une augmentation de la force normale (figure 9). La présence de particules lubrifiantes ne modifie pas le mécanisme de coupe (les forces, la longueur du copeau) mais diminue, dans le stade I, l'usure de l'outil. Sans graphite, le perçage est très difficile avec le type de forets que nous avons utilisés. C. Lane [6] a précisé les conditions d'usinage des CMMp. Le taux d'usure du foret diminue avec l'avance.

CONCLUSIONS

Nous avons étudié l'usinabilité des alliages d'aluminium et des composites. Il ressort que :

- Les lois d'usinage classiques (force normale et moment en fonction de l'avance) établies par Shaw [12] et renforcées par Masounave [8] restent valables pour des vitesses de coupe allant jusqu'à 150m/min pour tous les matériaux étudiés (aluminium de corroyage et de fonderie, alliages de cuivre, aciers).
- L'usinabilité des composites contenant des particules dures (Al_2O_3 et SiC) et des particules

douces de graphite est meilleure que celle des composites renforcés uniquement des particules dures. Les particules abrasives et dures usent très rapidement l'outil, tandis que le graphite joue un rôle de lubrifiant solide et diminue l'usure des outils.

- Tous les composites génèrent des copeaux plus courts à cause de la présence des particules de renfort. Ils présentent un comportement fragile. La formation des copeaux des composites est peu influencée par la variation de la vitesse et cela à cause des renforts qui fragilisent le copeau.

- L'alliage 6061-T6 est toujours ductile, en particulier aux grandes vitesses de coupe tandis que les composites et l'alliage de fonderie sont toujours fragiles, même aux plus grandes vitesses, et génèrent toujours des copeaux courts. Le mécanisme de formation du copeau évolue beaucoup en fonction de la ductilité du copeau. Pour les alliages ductiles, les fissures sont initiées sur la face extérieure du copeau, pour des matériaux très fragilisés, la fissure est initiée dans la zone de cisaillement.

RÉFÉRENCES

1. Armarego, E. J. A., « Predictive Models for Drilling Thrust and Torque- a comparison of three Flank Configurations », *Annals of the CIRP* Vol. 33/1/1984, p. 5-10.
2. Arsecularatne, J.A., Fowle, R.F., Mathew, P., Oxley, P.L.B. « Prediction of tool life in oblique machining with nose radius tools », *Source: Wear*, v 198, n 1-2, Oct, 1996, p 220-228.
3. Balout, B., Songmene, V. et Masounave, J. « Usinabilité des alliages de magnésium et d'aluminium Partie I: Forces de coupe », *Light Metals and Composites, Conf. de métallurgistes, COM 2002, Montréal, Qc, Canada*, p. 223-242.
4. Bell, J.A.E., Stephenson, T.F., Warner, A.E.M., Songmene, V., (1997) « Physical Properties of Graphitic Silicon Carbide Aluminum Metal Matrix Composites », *SAE technical paper, No 970788, International Congress & Exposition, Detroit, Michigan, 24-27 fév. 1997.*
5. Kopalinsky, E. M., Oxley, P. I. B. « Size effect in metal removal processes », *Inst. Phys. Conf. Series 70, 3rd Conf. Mech. Prop. High rates of strain*, 1984, p. 389-369.
6. Lane, C., « Machining characteristics of particulate-reinforced aluminium », *proceeding of the international conference on « Fabrication of particulate-reinforced metal matrix composites », ASM international, edited by J.Masounave et F.G. Hamel. 1990, p.195-201.*
7. Hastings, W. F. Mathew, P.; Oxley, P. L. « Machining theory for predicting chip geometry, cutting forces etc. from work material properties and cutting conditions » *Proceedings of The Royal Society of London, Series A: Mathematical and Physical Sciences, v 371, n 1747, Aug 4, 1980, p 569-587*
8. Morin, E., Masounave, J., Laufer, EE. « Effect of Drill Wear on Cutting Forces in the Drilling of Metal-Matrix Composites », *Wear*, No 184, 1995, p. 11-16
9. Masounave, J., Litwin, J. et Hamelin D., « Prediction of Tool Life in Turning Matrix Composites », *Materials and Design*, vol. 15, Nov. 5, 1994 p. 287-293
10. Masounave, J., Maugendre, S. et Scheed, L., « Prédiction des efforts de perçage des métaux », *Matériaux & Techniques* No 9-10, 1998, p. 7-16.
11. Palmer, W. B., Oxley, P. L. B. « Mechanics of Metal cutting », *Proc., Inst. Mech. Eng.*, 173, 1959, p. 623-654.
12. Shaw, M.C. « Principle of cutting », *ASME*, Vol. 77, 1957, p. 103-114.
13. Songmene, V. et Balazinski, M., « Machinability of Graphitic MMCs as a Function of Reinforcing Particles », *Annals of CIRP*, vol. 48/1/1999, p. 77-80.
14. Takeyama, H., Murata, R. « Basic investigation of tool wear », *J. Eng. Ind.*, Vol. 85, 1963, p. 33.

NOMENCLATURE

A, A1, A2 : constantes,
a : caractéristique de la matrice,
b : caractéristique de l'usure,
D: diamètre nominal du foret,
f : avance,
Fn : force normale,
Fs : force de cisaillement,
I : la vie d'outil,
K : constante,
L : constante,
m : constante,
M : moment,
n : constante,
2P : angle de pointe du foret,
 k_{AB} : contrainte de cisaillement,
R : force résultante,
 t_2 : épaisseur du copeau,
 t_1 : épaisseur du copeau non déformé,
T : température macroscopique de la pièce,
 T_{su} : température du solidus en usinage du matériau,
 T_f : température du flanc d'outil,
W : épaisseur de coupe.
2W : longueur de l'âme du foret,
 B : usure par talonnage,
 α : angle de coupe,
 Φ : angle de cisaillement,
 δ_0 : angle de l'hélice,
 ψ : angle de l'arrête centrale,
 λ : angle moyen du frottement à l'interface outil-copeau,
 θ : angle fait par la résultante R avec AB,
 μ : Coefficient de friction.

