

## Découpage de tôles minces en alliages cuivreux avec ou sans recristallisation dynamique

Abdelhamid Touache, Sébastien Thibaud, Jérôme Chambert, Philippe Picart

Institut FEMTO-ST – UMR CNRS 6174, Laboratoire de Mécanique Appliquée R. Chaléat  
Université de Franche-Comté  
24 rue de l'Épitaphe  
25000 Besançon  
[Abdelhamid.touache@univ-fcomte.fr](mailto:Abdelhamid.touache@univ-fcomte.fr)

### Résumé :

*Le découpage mécanique des métaux de faible épaisseur est un procédé très utilisé dans les industries liées à l'électronique et à la micromécanique. Afin de prendre en compte les effets de la vitesse et de la température pour la simulation du procédé, un modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique a été développé pour le cuivre par Thibaud et al. (2006). Nous avons développé ce modèle pour prendre en compte l'évolution de la microstructure par recristallisation dynamique pendant le découpage de la tôle. Une validation qualitative du modèle de recristallisation est présentée.*

### Abstract:

*Blanking process is widely used by electronic and micromechanical industries to produce small and thin components in large quantities. To take into consideration the influence of strain rate and temperature on precision blanking of thin sheets in copper alloys, a thermo-elasto-visco-plastic modelling has been developed by Thibaud and al. (2006). Furthermore the blanking of thin sheet as CuAl copper presents dynamic recrystallization. A new modelling including dynamic recrystallization based on the thermodynamics of irreversible processes is proposed. Blanking simulations of CuAl copper sheet are performed to analyze the softening effect induced by dynamic recrystallization and compared with experiment.*

### Mots-clefs :

**Découpage, comportement thermo-élasto-viscoplastique, recristallisation dynamique.**

## 1 Introduction

Dans le domaine du découpage de précision de tôles de faible épaisseur (<0,3 mm), il est essentiel d'un point de vue industriel d'obtenir une prédiction fine de la valeur maximale de l'effort de découpe et du profil géométrique de la pièce découpée. Un code de calcul par éléments finis intitulé Blankform a été développé dans notre laboratoire pour simuler une opération de découpage depuis la déformation élastique jusqu'à la rupture complète de la tôle. Dans le découpage comme dans d'autres procédés de mise en forme, le matériau subit de grandes déformations, des vitesses de déformation élevées et des augmentations en température très localisées.

Afin de prendre en considération les effets de vitesse et de température, nous avons développé une modélisation spécifique du comportement thermo-élasto-viscoplastique pour des alliages cuivreux tels que le CuNiP, Cu et le CuAl, qui sont utilisés dans la fabrication de

composants électroniques. En utilisant des mesures de micro-dureté Vickers et la micrographie, Gréban (2006) a montré que le phénomène de recristallisation dynamique peut apparaître lors du découpage d'une tôle notamment pour un cuivre de type Cua1. En utilisant la thermodynamique des processus irréversibles, nous proposons une nouvelle modélisation du comportement incluant la recristallisation dynamique dans le contexte du découpage de la nuance Cua1.

## 2 Procédure expérimentale

### 2.1 Matériau

Le tableau 1 donne la composition élémentaire du cuivre Cua1. Ce matériau est largement utilisé en découpage de précision pour la fabrication de composants électroniques.

Constituant	P	Fe	Ni	Pb	Zn
% massique	0.004	0.0008	0.0003	0.0016	0.001

Tab.1 – Composition élémentaire du cuivre Cua1

Les mesures de micro-dureté (figure 1a), réalisées par Gréban (2006) sur plusieurs alliages cuivreux le long du profil de découpe, mettent en évidence un adoucissement important pour la nuance Cua1 alors que d'autres nuances, le CuNiP notamment, on observe une augmentation de la dureté qui peut atteindre 50 à 60 Hv dans la zone cisailée du profil de découpe (figure 1b). Noble et Oxley (1963) ainsi que Cervenka et al. (1990) ont également observé un fort écrouissage le long du profil de découpe pour des tôles en acier. En effet, une analyse micrographique du profil de découpe effectuée au MEB par Gréban (2006) sur le Cua1 montre des grains d'une taille moyenne de 3  $\mu\text{m}$  dans la zone cisailée contre 22  $\mu\text{m}$  avant la découpe.

Si le phénomène de recristallisation dynamique n'affecte que la nuance Cua1, cela est dû à la température de recristallisation notée  $T_{drx}$  qui est de 250°C pour un recuit sans écrouissage de 30 minutes alors qu'elle est beaucoup plus élevée pour les autres nuances de cuivre.

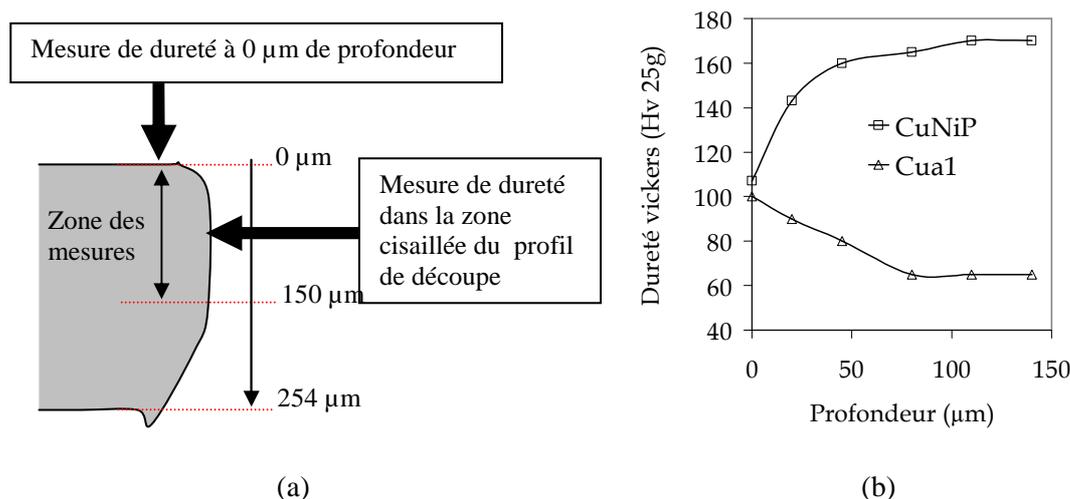


Fig. 1 – (a) Représentation schématique de la zone de mesure de micro-dureté dans le profil de découpe ; (b) Evolution de la micro-dureté en fonction de la profondeur dans le profil de découpe pour deux nuances de cuivre [Gréban (2006)]

## 2.2 Essais de traction

Afin de caractériser le comportement thermo-élasto-viscoplastique et la recristallisation du CuAl, nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes de CuAl d'épaisseur 0.25mm. Cinq valeurs de température ont été imposées par utilisant une enceinte thermique isotherme : 20, 100, 200, 300 et 400°C. Trois vitesses de déplacement de la traverse ont été imposées pour chaque température à savoir : 0.05, 2, 5mm/s (ce qui est équivalent en vitesse de déformation à  $0.675 \cdot 10^{-3}$ ,  $27.02 \cdot 10^{-3}$  et  $67.56 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ). La mesure de la déformation au centre de l'éprouvette est réalisée par un extensomètre pour les températures inférieures à 200°C. Pour les autres températures, la déformation est calculée en fonction du déplacement de la traverse. Deux essais ont été réalisés pour chaque configuration afin de vérifier la répétabilité des essais.

Les figures 2a et 2b représentent les courbes contrainte/déformation vraies obtenues. Nous constatons que les courbes, issues des essais de traction sur la nuance CuAl, ne présentent pas un adoucissement des contraintes même pour les températures de 300°C et de 400°C supérieures à la température de recristallisation déterminée sur un recuit de 30min. De plus, les analyses de la microstructure réalisées au MET sur les différentes éprouvettes ne montrent pas de variation de la taille des grains après les essais de traction. En effet, l'allongement à rupture pour ce matériau lors des essais de traction ne dépasse pas 18%. Or, *Fernandez (2004)* montre par des essais de compression sur un cuivre pur (99.9%) dont la taille de grains est de l'ordre de 637  $\mu\text{m}$ , une recristallisation à partir d'une déformation d'environ 40% à 650°C et pour une vitesse de déformation de  $0.03 \text{s}^{-1}$ . En conclusion, les essais de traction réalisés ne permettent pas l'activation du phénomène de recristallisation dynamique du cuivre CuAl. Cependant, il est possible de caractériser la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation et à la température.

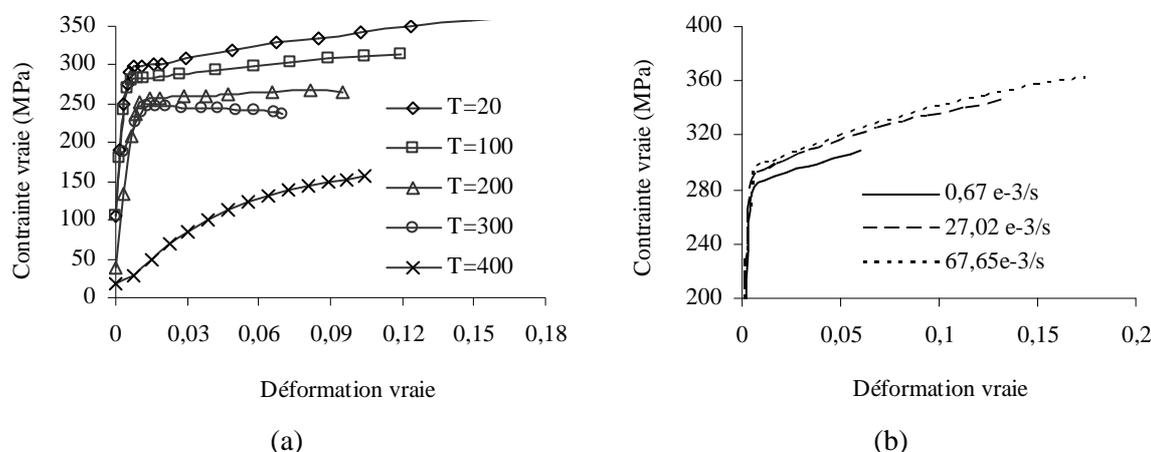


FIG. 2 – (a) Influence de la température sur l'évolution de la contrainte uniaxiale en fonction de la déformation pour des éprouvettes en CuAl en traction à vitesse de déformation imposée de  $67.65 \cdot 10^{-3} \text{s}^{-1}$ ; (b) Influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la contrainte uniaxiale en fonction de la déformation pour des éprouvettes en CuAl en traction à température ambiante 20°C.

## 3 Modélisation du comportement

### 3.1 Comportement thermo-élasto-viscoplastique

Nous considérons ici le procédé de découpage dans un cadre adiabatique, le couplage thermique est supposé faible. La contrainte d'écoulement est fonction de la déformation équivalente, de la vitesse de déformation et de la température. On prend la loi de comportement

thermo-élasto-viscoplastique proposée et validée par *Thibaud et al. (2006)* pour d'autres alliages de cuivre. Cette loi est donnée par l'équation 1 :

$$\sigma_0 = \left( \sigma_y + Q \left( 1 - e^{-b\bar{\varepsilon}^{vp}} \right) + \frac{K_0}{T} \bar{\varepsilon}^{vp} \right) \left( 1 + a_v \ln \left( 1 + \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{vp}}{\dot{\bar{\varepsilon}}_0} \right) \right) e^{\frac{\alpha}{T}} \quad (1)$$

Avec  $\bar{\varepsilon}^{vp}$  la déformation équivalente,  $T$  la température,  $\dot{\bar{\varepsilon}}^{vp}$  la vitesse de déformation équivalente,  $\sigma_y$ ,  $Q$ ,  $b$ ,  $K_0$ ,  $a_v$ ,  $\dot{\bar{\varepsilon}}_0$  et  $\alpha$  sont des paramètres matériau. Ces paramètres ont été identifiés par l'utilisation d'un algorithme génétique. Les résultats de l'identification sont donnés par le tableau 2. Le module d'Young est égal à 99500 MPa. Le coefficient de Poisson vient de la littérature :  $\nu = 0.31$

$\sigma_y$ (MPa)	$Q$ (MPa)	$b$	$K_0$ (MPa.°C)	$a_v$	$\dot{\bar{\varepsilon}}_0$ (/s)	$\alpha$ (°C)
21.71	276.2	402.5	279.7	1.436e4	9758	-732.5

TAB. 2 – Paramètres matériels de la loi d'écrouissage de la nuance Cua1.

### 3.2 Modélisation phénoménologique de la recristallisation dynamique

La plupart des modèles de recristallisation dynamique proposés dans la littérature sont basés sur des lois physiques (théorie des dislocations) ou des lois empiriques. Dans ce papier on propose une nouvelle modélisation phénoménologique dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles.

L'énergie spécifique d'Helmholtz est fonction des variables d'état :

- Tenseur de déformations élastiques,
- Variable d'écrouissage isotrope,
- Température,
- Fraction volumique de grains recristallisés.

Le premier et le second principe de la thermodynamique permettent de retrouver les lois d'état. L'hypothèse de matériaux standard généralisés conduit à postuler l'existence d'un potentiel de dissipation cinématique fonction des variables internes et tel que celles-ci satisfassent aux critères de processus normaux. Nous avons supposé que ce potentiel est donné par l'addition de deux termes indépendants, le premier représente la partie viscoplastique et le second représente le phénomène de recristallisation dynamique.

La recristallisation dynamique s'initie à partir d'une déformation seuil que l'on notera  $\varepsilon_{drx}$ . Cette déformation seuil dépend de la température et surtout de la vitesse de déformation. On propose l'expression suivante :

$$\varepsilon_{drx} = \zeta \langle T - T_{drx} \rangle \ln \left( 1 + \frac{\dot{\bar{\varepsilon}}^{vp}}{\varepsilon_{drx}^0} \right) \quad (2)$$

$\zeta$  et  $\varepsilon_{drx}^0$  sont des paramètres matériaux.  $\zeta$  ne dépend que de la température. Si la température est en dessous de la température de recristallisation  $T_{drx}$ , alors  $\zeta$  tend vers l'infini de façon à ce que la recristallisation ne soit pas activée. L'opérateur  $\langle \rangle$  est le symbole de kronecker.

Soit  $X$  la fraction volumique de grains recristallisés ( $0 \leq X \leq 1$ ). On propose pour  $\pi$ , la force thermo-dynamique associée à  $X$ , l'expression suivante :

$$\pi = -\chi d_0^q Z^m \left( 1 - \exp \left( -k \langle \bar{\varepsilon}^{vp} - \varepsilon_{drx} \rangle \right) \right) \quad (3)$$

$\chi$ ,  $k$ ,  $q$  et  $m$  sont des paramètres matériau,  $d_0$  est la taille initiale moyenne des grains et  $Z$  le paramètre de Zener-Hollomon.

La cinétique de la recristallisation est donnée par :

$$\dot{X} = -\pi(1-X)\dot{\bar{\epsilon}}^{vp} \quad (5)$$

Il faut maintenant relier l'évolution de la fraction volumique de grains recristallisés à la contrainte d'écoulement viscoplastique. Pour cela, on propose le modèle d'écrouissage suivant :

$$\begin{aligned} \text{si } \bar{\epsilon}^{vp} \leq \epsilon_{drx} \text{ et } T < T_{drx} : \sigma_0 = \sigma_0(\bar{\epsilon}^{vp}, \dot{\bar{\epsilon}}^{vp}, T) \\ \text{sinon : } \sigma_0 = \sigma_0(\epsilon_{drx}) - X \Delta\sigma_{drx} \end{aligned} \quad (6)$$

où  $\sigma_0(\bar{\epsilon}^{vp}, \dot{\bar{\epsilon}}^{vp}, T)$  est donnée par l'équation (1) et  $\Delta\sigma_{drx}$  est un paramètre matériau. Ce modèle de recristallisation dynamique a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Blankform.

#### 4 Simulation numérique du découpage

On considère une tôle d'épaisseur 0.254mm schématisée par la figure 3. Le jeu poinçon-matrice est de 8% de l'épaisseur. Les rayons du poinçon  $R_p$  et de la matrice  $R_m$  sont égaux à 0.025mm. La largeur du poinçon est de 1.7mm. Les valeurs des paramètres liés à la loi d'écrouissage sont données dans le tableau 2. On suppose que les valeurs des paramètres du modèle de recristallisation sont égales à celles présentées au tableau 3.

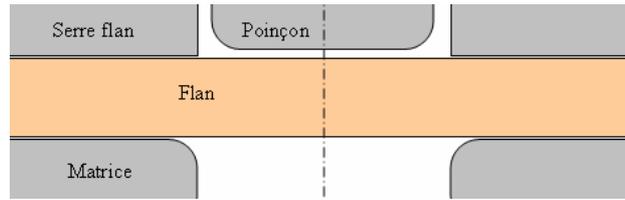


FIG. 3 – Description géométrique de l'essai de découpage modélisé.

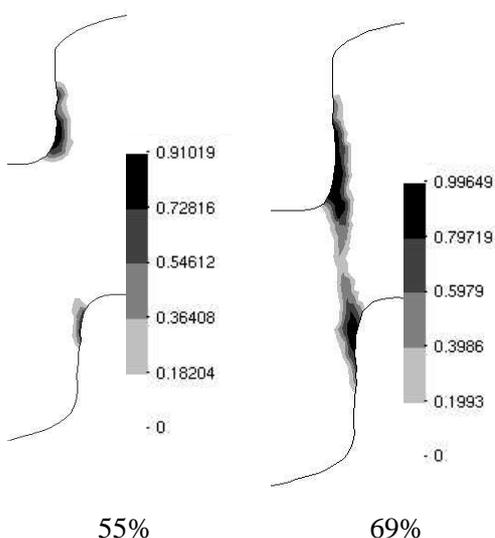
$\zeta$	$\epsilon_{drx}^0$	$T_{drx}$	$m$	$k$	$\chi d_0^q$
0.1	1 (s <sup>-1</sup> )	100 (°C)	-0.5	0.1	100

Tab.3 – Paramètres du modèle de recristallisation pour la nuance Cua1.

On suppose le problème en déformations planes. La tôle est discrétisée en éléments triangles à trois nœuds et un point d'intégration. Le maillage initial contient 502 éléments et 297 nœuds. La taille moyenne des éléments dans la zone de cisaillement est de l'ordre de 10% de l'épaisseur. Pour éviter une distorsion trop forte des éléments, un remaillage global de la structure est réalisé tous les 10% de pénétration du poinçon.

La figure 4 montre la distribution de la fraction volumique de grains recristallisés dans la zone de cisaillement pour deux pénétrations 55 et 69%. La recristallisation apparaît au voisinage du rayon coupant du poinçon pour une pénétration de 35%. La fraction atteint localement 0.9 pour 55% puis se propage dans l'épaisseur entre les rayons coupants du poinçon et de la matrice. La figure 5 compare, le long du profil de découpe, l'évolution de la contrainte équivalente issue de la simulation avec les mesures de micro-dureté. Nous constatons que la courbe d'évolution de la contrainte équivalente obtenue par simulation, en prenant en compte la recristallisation, est totalement différente de celle obtenue avec le modèle sans recristallisation. La comparaison de la courbe d'évolution de la contrainte équivalente et de la courbe d'évolution

de la micro-dureté nous permet de dire que le modèle reproduit correctement le phénomène de recristallisation observé en découpage.



55% 69%  
FIG. 4 – Evolution de la distribution de la fraction volumique de grains recristallisés pour deux valeurs de pénétration du poinçon.

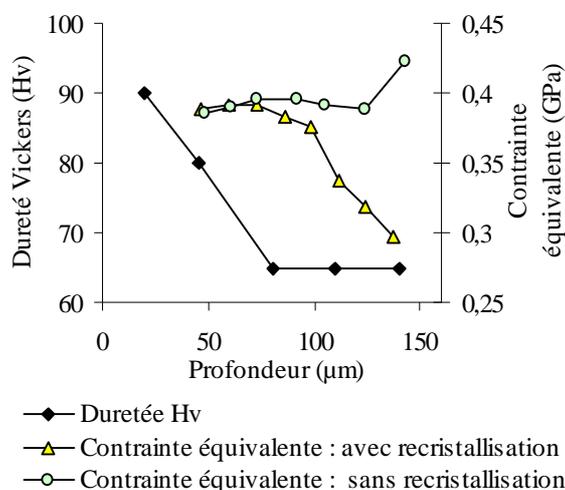


FIG. 5 – Courbes d'évolution de la contrainte équivalente avec et sans recristallisation (simulation) et de la micro-dureté (expérimentale) en fonction de la profondeur dans le profil de découpe.

## 5 Conclusions

En se basant sur une caractérisation expérimentale par essais de traction à vitesses de déformation et températures imposées, un modèle de comportement thermo-élasto-viscoplastique avec recristallisation dynamique a été proposé pour le cuivre Cua1. Après implémentation dans le code de calcul par éléments finis Blankform, nous avons montré que le modèle proposé permet de retrouver qualitativement l'adoucissement que l'on observe par mesure de micro-dureté le long du profil de découpe.

## Références

- Cervenka, M., Bouchet, B. & Gasc, C. 1990 Influence du mode de découpe sur le comportement en fatigue de tôles minces d'aciers dual phase, Mémoires et Etudes Scientifiques, *Revue de Métallurgie*, Vol. 87, n° 3, pp. 185-194.
- Fernandez, V.G.G. 2004 Constitutive relations to model the hot flow of commercial purity copper, Ph.D. Thesis, Universitat Politecnica Catalunya, Spain.
- Gréban, F. 2006 Découpabilité du cuivre et des alliages cuivreux, Thèse de doctorat, Université de Franche-Comté, France.
- Noble, C.F. & Oxley, P.L.B. 1963 Crack formation in blanking and piercing, *International Journal of Production Research*, 2, 265-275.
- Thibaud, S., Touache, A., Picart, P. & Chambert, J. 2006 Mechanical characterization and modelling of copper alloys behaviour in precision blanking by a thermo-elasto-viscoplastic approach, in 9th International ESAFORM conference on Material forming (ed. N. Juster & A. Rosochowski, pp. 635-638, Glasgow, U.K.