Caractérisation mécanique du cuivre CuC2 du domaine quasi-statique au domaine dynamique

N. Goubot, G. Naulin

► To cite this version:

N. Goubot, G. Naulin. Caractérisation mécanique du cuivre CuC2 du domaine quasi-statique au domaine dynamique. Journal de Physique IV Proceedings, 1994, 04 (C8), pp.C8-189-C8-194. 10.1051/jp4:1994827 . jpa-00253382

HAL Id: jpa-00253382

<https://hal.science/jpa-00253382>

Submitted on 1 Jan 1994

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

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

Caractérisation mécanique du cuivre CuC₂ du domaine quasi-statique au domaine dynamique

N. Goubot et G. Naulin

CEA, Centre d'Etudes de Vaujours-Moronvilliers, BP. 7, 77181 Courtry, France

Résumé - Une étude complète du comportement du cuivre de nuance CuC₂ a été entreprise au moyen de divers essais mécaniques dans les domaines de sollicitation quasi-statique et dynamique. Nous nous sommes également intéressés aux modes d'endommagement et aux mécanismes de rupture. Des simulations numériques à l'aide d'un code de calcul bidimensionnel ont également été effectuées à l'aide de modèles élastoplastiques semi-empiriques ou physiques dont on aura, pour certains, déterminé les coefficients propres à ce matériau. La rupture par fragmentation est analysée selon les concepts de Grady et Hirsch.

Abstract - Various experiments are performed on CuC₂ copper in a wide range of strain and strain rate to describe its mechanical behaviour. The damage and fracture mechanisms are analysed by microstructural observations. Obtained results are compared with 2-D numerical simulations using usual strength models and have allowed to determine a specific series of coefficients available at high strain rates for the Zerilli-Armstrong model. The Grady and Hirsch's concepts are used to analyse the post-mortem fragments.

1. INTRODUCTION

Différentes expériences tant dans le domaine quasi-statique que dans le domaine dynamique ont été réalisées, pour certaines d'entre elles à différentes températures, sur un cuivre pur de nuance CuC₂. Elles nous fournissent des données essentielles pour l'étude complète du comportement de ce matériau dans une gamme de vitesse de déformation de 10^{-3} à 10^4 s⁻¹. Parallèlement, des simulations numériques illustrent l'importance des coefficients associés aux modèles de comportement. On s'intéresse, par ailleurs, à l'endommagement dynamique résultant des essais d'expansion d'anneau de façon microscopique par l'étude

des faciès de rupture témoignant d'un endommagement de type ductile. Ces essais seront analysés dans le cadre de l'étude de la rupture par fragmentation dynamique incluant une approche analytique simplifiée.

2. TECHNIQUES EXPERIMENTALES ET MATERIAU

Nous utilisons un cuivre pur, de nuance CuC2 de même provenance pour toutes les expérimentations, soumis à différents modes de sollicitations dans une grande gamme de vitesse de déformation [1]. Il s'agit d'essais de traction quasi-statique, de compression dynamique par barres d'Hopkinson, de traction dynamique, d'expansion d'anneau à température ambiante.

3. ETUDE DU COMPORTEMENT DU CUIVRE CUC2

3.1. Synthèse des résultats

Les résultats quantitatifs permettant d'accéder à l'analyse complète du comportement élastoplastique de ce matériau sont obtenus dans une gamme de vitesse de déformation allant jusqu'à 11000 s^{-1} . Pour ce faire, nous avons successivement exploré la gamme des vitesses de déformation du domaine quasi-statique au domaine dynamique étudié au moyen de cet essai. A température ambiante, pour deux déformations données (supérieures à 15%, de façon à s'affranchir de l'effet de la pression de choc initiale), nous avons représenté l'évolution de la contrainte d'écoulement selon le logarithme de la vitesse de déformation (figure 1) :

Figure 1 : Variation de la contrainte d'écoulement avec le $\log(\dot{\epsilon})$ à température ambiante

On observe bien deux domaines distincts selon la vitesse de déformation : un domaine où la sensibilité vis-à-vis de la vitesse est très peu marquée (quasi-statique) et un domaine où la sensibilité est très grande (modérément dynamique et très dynamique). Ainsi, les résultats d'expansion d'anneau nous donnent des points à plus grande vitesse de déformation par rapport à la compression par barres d'Hopkinson (limitée sur les courbes à 2000 s^{-1}).

3.2. Simulations numériques

Les modèles élastoplastiques classiques ont été utilisés : Steinberg-Cochran-Guinan [2], Johnson-Cook [3] et Zerilli-Armstrong [4]. Nous nous sommes plus particulièrement intéressés à ce dernier. La formulation mathématique de la contrainte d'écoulement σ du modèle de Zerilli-Armstrong est donnée par la relation:

$$\sigma = \Delta\sigma'_G + C_2 \varepsilon^{1/2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln(\dot{\varepsilon})) + k l^{-1/2}$$

On suppose, par ailleurs, le module de cisaillement G constant égal à celui du modèle SCG.

Les variables intervenant dans cette formulation sont la déformation ε , la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ et la température T , ce qui renforce l'intérêt de pouvoir disposer d'essais à température variable. Nous considérons qu'il s'agit d'un coefficient global qui dépend de la taille de grain selon une forme classique. Nous prendrons pour chacun des termes $\Delta\sigma'_G$ et k les valeurs données par Zerilli et Armstrong.

Tableau 1 : Coefficients du modèle ZA pour le cuivre

Cuivre OFHC [4]	Cuivre CuC2
$\Delta\sigma'_G = 46.5 \text{ MPa}$ $k = 5 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$	$\Delta\sigma'_G = 46.5 \text{ MPa}$ $k = 5 \text{ MPa} \cdot \text{mm}^{1/2}$
$C_2 = 890 \text{ MPa}$ $C_3 = 0.0028 \text{ K}^{-1}$	$C_2 = 1190 \text{ MPa}$ $C_3 = 0.00308 \text{ K}^{-1}$
$C_4 = 0.000115 \text{ K}^{-1}$	$C_4 = 0.000108 \text{ K}^{-1}$

Des simulations numériques de l'essai d'expansion d'anneau (figure 2a et 2b) ont été réalisées. Elles représentent le profil de vitesse d'expansion restitué à l'aide de tous les modèles élastoplastiques associés aux coefficients de la littérature puis comparent, plus particulièrement, les profils issus de simulations avec le modèle de Zerilli-Armstrong associé aux coefficients rappelés dans le tableau 1.

Figure 2 : Simulation du test d'expansion d'anneau (a et b)

Les simulations utilisant les coefficients que nous avons déterminés montrent une amélioration de la restitution de ces expériences par rapport aux coefficients donnés dans la littérature pour le cuivre OHFC ; elles valident également les méthodologies expérimentale et analytique employées pour les obtenir.

4. ETUDE DE L'ENDOMMAGEMENT ET DE LA RUPTURE DU CUIVRE CUC2

4.1. Observations microstructurales et faciès de rupture obtenus par expansion d'anneau

Les faciès observés sur les échantillons issus des essais d'expansion d'anneaux présentent un aspect toujours ductile. A moyenne vitesse de déformation (figure 3), la porosité ne se développe que très faiblement et essentiellement au voisinage de la zone où la rupture s'est amorcée. A plus grande vitesse de déformation, elle occupe toute la longueur du fragment, qui est de petite taille, et se localise dans une région presque centrale (figure 4).

Figure 3 : Faciès de rupture d'un anneau

Figure 4 : Micrographie d'un fragment

4.2. Etude de la rupture en dynamique : la fragmentation par expansion d'anneau

Nous abordons maintenant l'étape ultime du comportement mécanique d'un matériau : la rupture. Avec le test d'expansion d'anneau, nous nous situons dans le cas de la rupture dynamique en traction simple (selon la circonférence) qui a la particularité d'être multiple. On peut ainsi étudier la distribution en masse des fragments (figure 5).

Par l'approche analytique simplifiée de Grady [6, 7], on peut estimer un nombre moyen de fragments en fonction de paramètres à rupture tel que $N = 2\pi(\rho R / 24\gamma)^{1/3} V^{2/3}$ (R et V sont les rayon et vitesse à rupture, ρ et γ sont la masse volumique et l'énergie de rupture du cuivre) et

Figure 5 : Distribution en masse

comparer les nombres de fragments récupérés et estimés par le calcul (figure 6). Par ailleurs, Hirsch [8, 9] a établi un rapprochement entre la fragmentation dynamique d'un anneau et la fragmentation d'un jet de charge creuse. Il considère que chaque fragment du jet se compose d'une partie centrale dont l'allongement est homogène et d'extrémités délimitées par les zones de striction. Ainsi, l'allongement du matériau dans les portions homogènes est obtenu à partir de la mesure de la longueur finale du jet par $\epsilon_m = (L_B - L_0 - N d_{in}) / L_0 = \epsilon_B - N d_{in} / L_0$ où $(L_B - L_0) / L_0$ est significatif de l'allongement global à rupture du jet, et $N d_{in} / L_0$ représente la contribution des zones de striction des N fragments. Nous avons appliqué cette méthode aux résultats obtenus dans chacune de nos configurations expérimentales d'expansion d'anneau pour lesquels le diamètre initial d_{in} et la longueur initiale L_0 de l'anneau sont facilement mesurables. L'allongement à rupture de l'anneau ϵ_R est alors directement relié à sa déformation à rupture par la relation $\epsilon_0^R = \ln(1 + \epsilon_R)$. La comparaison des allongements à rupture de la partie homogène des fragments (non affectée par la striction) mesurée et calculée par la méthode de Hirsch est représentée sur la figure 7.

Figure 6 : Comparaison des nombres de fragments récupérés et calculés selon Grady

Figure 7 : Comparaison des allongements homogènes à rupture selon Hirsch

5. CONCLUSION

La caractérisation du comportement du cuivre CuC2 a nécessité la mise en oeuvre de différents moyens d'expérimentation et d'analyse. L'objectif, dès lors, est d'établir une méthodologie globale d'étude du comportement mécanique et de l'appliquer à d'autres matériaux afin d'accéder à une compréhension synthétique de l'écoulement plastique, et de l'influence mutuelle des différents mécanismes d'endommagement. Par ailleurs, l'établissement de problèmes numériques spécifiques permet de tester et de valider les modèles de comportement associés aux coefficients propres aux matériaux testés, que l'on aura déterminés dans un grand domaine de vitesse de déformation. L'étude particulière relative à la fragmentation montre l'intrêt de l'essai d'expansion d'anneau utilisé essentiellement jusqu'alors pour des études de comportement.

6. REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [1] GOUBOT N., Thèse de Doctorat en Sciences et Génie des Matériaux, Ecole des Mines de St Etienne-INPG (1994).
- [2] STEINBERG D.J., COCHRAN S.G., GUINAN M.W., *J. Appl. Phys.* **64** (1988).
- [3] JOHNSON G.R., COOK W.H., *Eng. Fracture Mechanics*, **21** (1985).
- [4] ZERILLI F.J., ARMSTRONG R.W., *J. Appl. Phys.* **61** (1987).
- [5] REGAZZONI G., Thèse de Doctorat d'Etat Es-Sciences, INPG (1983).
- [6] GRADY D.E., *Schock Waves and High-Strain Rate Phenomena in Metals* (edited by M.A. Meyers and L.F. Murr), Plenum, New York., (1981).
- [7] GRADY D.E., *J. Appl. Phys.* **53**(1982).
- [8] HIRSCH E., *Propellants, Explosives, Pyrotechnics* **14** (1989).
- [9] HIRSCH E., *Propellants, Explosives, Pyrotechnics* **15** (1990).