

# Utilisation de critères de rupture macroscopique pour la prédiction des courbes limites de formage des tôles ultrafines de cuivre

N. Ayachi<sup>a,b</sup>, PY. Manach<sup>a</sup>, N. Guermazi<sup>b</sup>, C.H. Pham<sup>a</sup>,

a. Univ. Bretagne Sud, UMR CNRS 6027, IRDL, F-56100 Lorient - France, nejia.ayachi@univ-ubs.fr,  
pierre-yves.manach@univ-ubs.fr

b. LGME, ENI Sfax, Route Soukra Km 3.5 B.P. 1173 3038 Sfax - Tunisia, noamen.guermazi@enis.tn

## Résumé :

*L'objectif de ce travail est de déterminer les courbes limites de formage (CLF) des tôles ultra fines de cuivre pur par une méthode temporelle repose sur l'analyse des taux de déformation dans la zone de striction, et d'utiliser les critères de rupture macroscopique pour prédire ces courbes afin d'évaluer la formabilité des tôles lors des opérations de mise en forme par déformation plastique. Plusieurs critères classiques permettent de prédire l'apparition de la rupture dans ce type de procédé; dans un premier temps on s'intéresse au critère de Ayada et al [1], puis dans un deuxième temps au critère de Lou et al [2]. L'identification des paramètres de ces modèles est basée sur des essais de traction monotone dans les trois directions (0°, 45° et 90°) par rapport à la direction de laminage (DL). Ces différents critères de rupture non couplés sont implantés via une subroutine USDFLD dans le code de calcul Abaqus/Standard. Une simulation numérique du comportement à la rupture du cuivre pur est étudiée sur un essai de Nakajima. Les courbes limites de formage numériques et expérimentales obtenues pour différents trajets de déformation sont comparées sur la base des différents critères de rupture macroscopiques. On montre que quand le critère fait intervenir un nombre suffisant de paramètres matériaux, il est capable de prédire les CLF avec une précision raisonnable.*

## Abstract :

*The aim of this work is to determine the forming limit curves (FLC) of ultra-thin sheets of pure copper by a time-dependent method based on the analysis of the strain rate, and to use the macroscopic rupture criteria to predict these curves in order to evaluate the formability of the sheets. Many criteria make it possible to predict the onset of necking in this type of process; first, we were intersted on the criteria of Ayada et al [1], then in a second time to the criterion of Lou et al [2]. The identification of the parameters of these models was based on monotonic tensile tests in three directions (0°, 45° and 90°) to the rolling direction. These different uncoupled rupture criteria were implemented via a USDFLD subroutine in the Abaqus/Standard finite element code. A numerical simulation of the fracture behavior of pure copper was studied on a Nakajima test. The FLC obtained by the used criteria was compared with experimental results. It is shown that when the criterion involves a sufficient number of material parameters, it is able to predict the FLC with a reasonable accuracy.*

**Mots clefs : critère de rupture, CLF, tôle ultra fine.**

## 1 Introduction

La formabilité des matériaux métalliques est généralement définie comme l'aptitude d'un matériau à subir des déformations irréversibles sans qu'il y ait apparition de défauts que ce soit sous forme d'une fissure macroscopique, ou bien sous forme de striction localisée [3]. Les Courbes Limites de Formage (CLF) sont souvent utilisées pour caractériser cette aptitude. Cette courbe est une frontière séparant deux domaines, le premier correspond à la réussite des emboutis et le second domaine à l'échec en emboutissage. Elle représente la limite supérieure de formage admissible pour une tôle avant l'apparition de la striction [4]. L'objectif de ce travail est de déterminer les courbes limites de formage (CLF) du cuivre pur d'épaisseur 0.1 mm en utilisant une méthode dépendante de temps pour la détermination du début de striction localisée, puis en se reposant sur les critères de rupture macroscopique, pour prédire la rupture des éprouvettes Nakajima par simulation numérique. Les points de rupture déterminés par les différents critères correspondant à chaque géométrie de flans, représentent les points de la CLF du matériau. La CLF numérique est comparée avec la courbe obtenue par les essais Nakajima expérimentaux.

## 2 Procédure expérimentale

### 2.1 Essai de Nakajima

L'essai Nakajima est un essai d'emboutissage de tôle utilisé pour déterminer des courbes limites de formage. Il s'agit d'emboutir une tôle avec un poinçon hémisphérique, la tôle étant encastrée entre une matrice et un serre-flan. Les essais ont été réalisés avec le dispositif de la figure 1, avec des dimensions des outils et des éprouvettes réduites d'échelle 1 : 3 par rapport à celles définies dans la norme NF EN ISO 12004-2 [5] afin de tenir compte de la faible épaisseur de la tôle. L'éprouvette est maintenue entre la matrice et le serre flan par une force de serrage égale à 23 kN afin d'assurer un encastrement et le poinçon se déplace à vitesse constante de  $0.25 \text{ mm s}^{-1}$  pour déformer l'éprouvette jusqu'à la rupture.

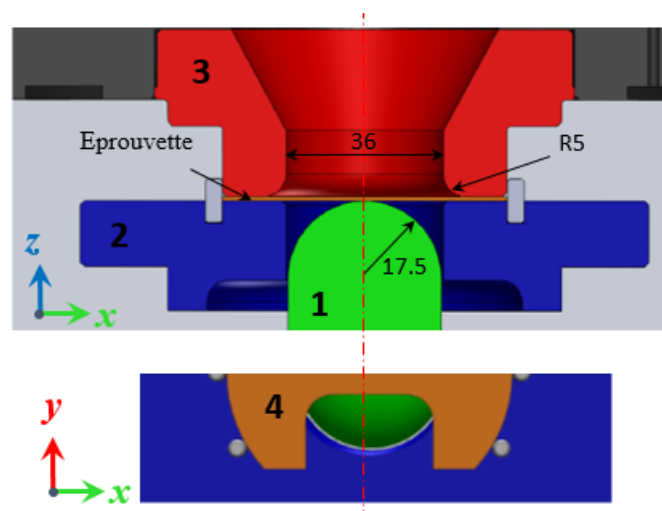


FIGURE 1: Outillage de l'essai Nakajima : (1) poinçon, (2) serre-flan, (3) matrice, (4) éprouvette

Afin d'obtenir différents trajets de déformation dans le plan des déformations principales, différentes géométries d'éprouvettes ont été usinées dont la largeur utile varie de 5 à 65 mm (Fig.2). Chaque configuration d'essai a été renouvelée au moins trois fois pour vérifier leur reproductibilité.

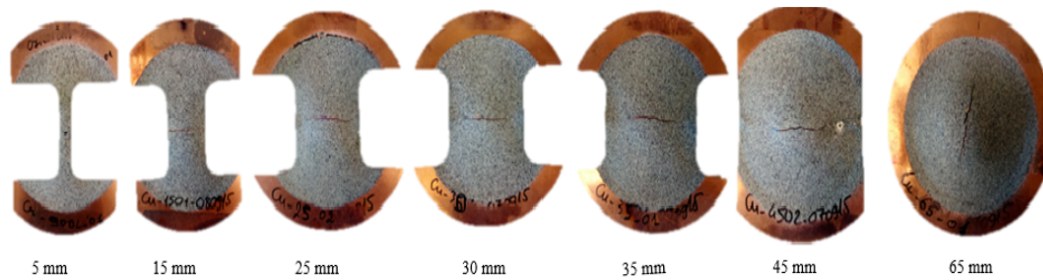


FIGURE 2: Géométries des éprouvettes des essais Nakajima

Un phénomène parasite des essais Nakajima est le frottement qui peut favoriser la rupture en dehors du centre de l'éprouvette, ce qui est susceptible d'empêcher sa mesure par le système de mesure optique des déformations. Pour diminuer ce phénomène, un film de téflon d'épaisseur 0.05 mm a été collé sur la surface inférieure de l'éprouvette via une couche de graisse MOS2, une autre couche de cette graisse est aussi déposée au préalable sur le poinçon.

## 2.2 Mesure des déformations

La mesure de déformation est effectuée à l'aide d'un système de mesure optique 3D par stéréo-corrélation d'images ARAMIS 60 Hz développé par GOM, permettant d'effectuer des mesures de champs sans contact. Une zone de sélection de  $4 \times 4 \text{ mm}^2$  au centre de l'éprouvette (qui contient la rupture) est sélectionnée pour mesurer les déformations majeure et mineure. Pour chaque configuration d'éprouvettes, on étudie le trajet de déformation, en reportant sur un même diagramme, l'évolution des déformations principales logarithmiques le long d'une section sélectionnée jusqu'à la rupture (Fig.3).

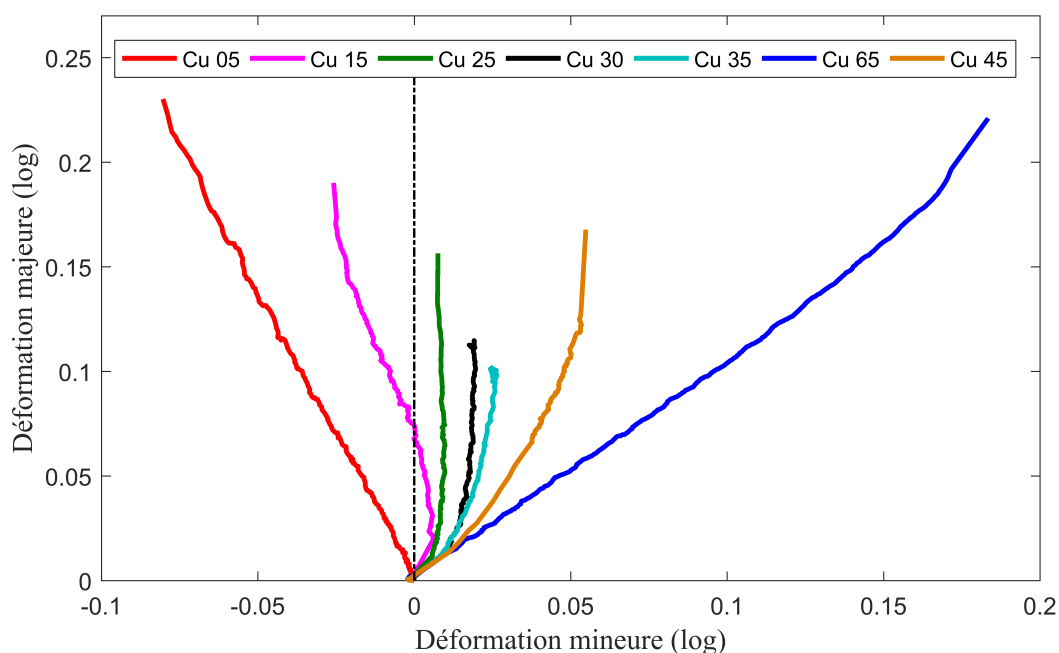


FIGURE 3: Evolution des déformations majeures-mineures des éprouvettes en Cu pur

On observe que la plupart des chemins de déformation sont non linéaires [6].

### 3 Détermination de la CLF par la méthode temporelle

Contrairement à la méthode d'évaluation normalisée décrite dans la norme ISO 12004-2 qui repose sur une interpolation polynômiale de la distribution de déformations des sections sélectionnées juste avant la rupture, on utilise ici une méthode d'analyse basée sur l'évolution de la déformation en fonction du temps. Cette méthode plus stable [7] repose sur l'analyse du taux de déformation dans la zone de striction. La fréquence d'acquisition d'Aramis est programmée pour avoir jusqu'à 20 images par seconde avant la rupture de l'éprouvette ce qui facilite l'identification claire d'une zone de striction. L'évolution de la déformation majeure en fonction du temps de toutes les configurations étudiées est enregistrée (Fig. 4). Pour les sept configurations l'allure est similaire. On choisit l'exemple de la configuration (Cu 65) pour la présentation de cette méthode.

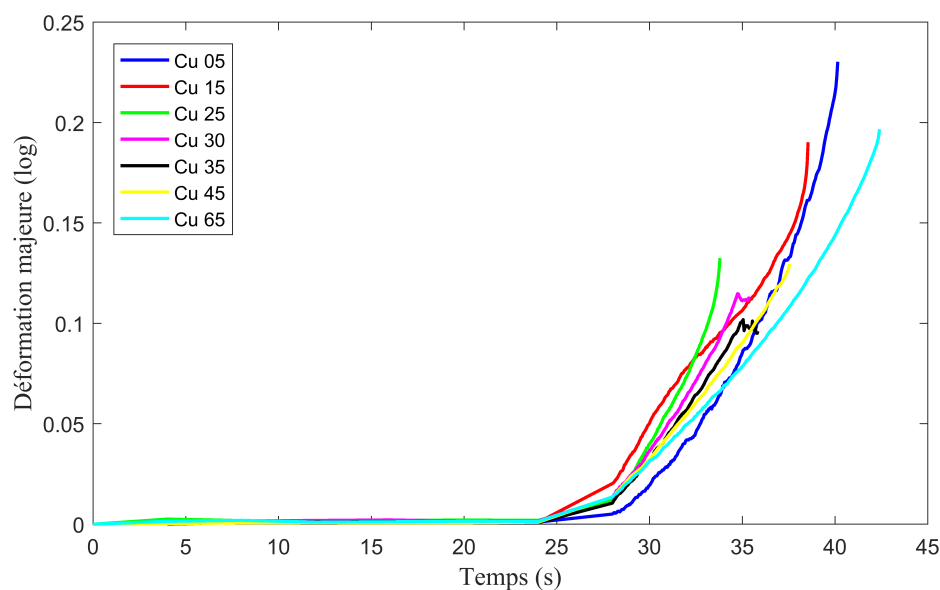


FIGURE 4: Évolution de la déformation majeure en fonction du temps pour les différentes configurations d'éprouvettes

Toutefois afin de stabiliser les données et limiter le bruit du signal qui pourrait provoquer une perturbation des résultats ultérieurement, un lissage des données par une régression locale utilisant la méthode des moindres carrés linéaires pondérés est réalisée en utilisant un modèle polynomial de second degré (Fig. 5). Cette stratégie permet d'obtenir une courbe continue de la déformation majeure en fonction du temps afin de calculer ses dérivées successives.

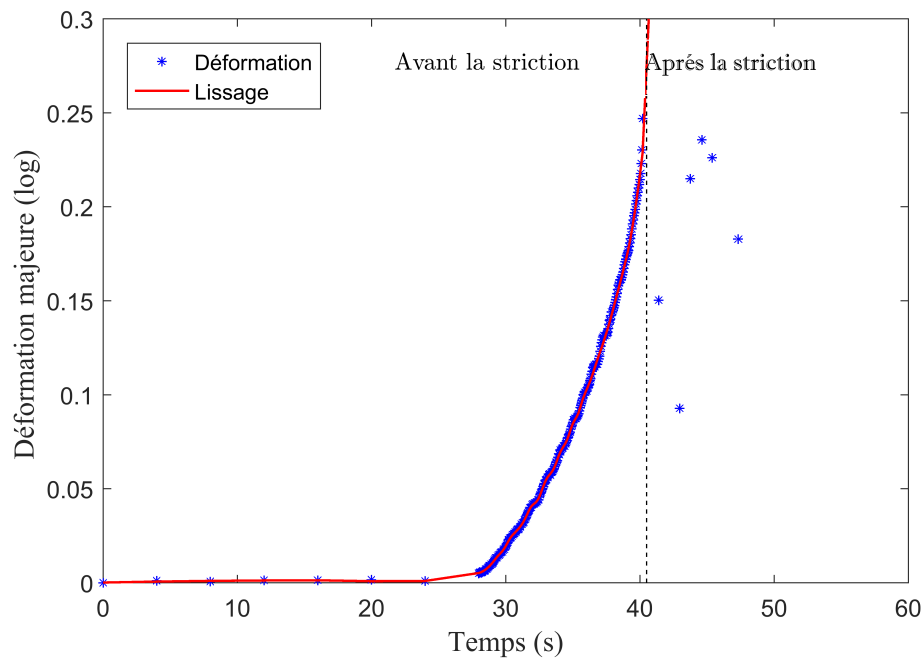


FIGURE 5: Evolution de la déformation majeure en fonction de temps

L'évolution des taux de déformation (Fig. 6) est obtenue par dérivée numérique de la courbe précédente. Malgré le traitement de lissage il est difficile d'obtenir un signal parfaitement stable. Avec l'apparition de la striction, le taux de déformation augmente de façon importante dans la zone de striction, alors qu'il diminue en dehors de cette zone.

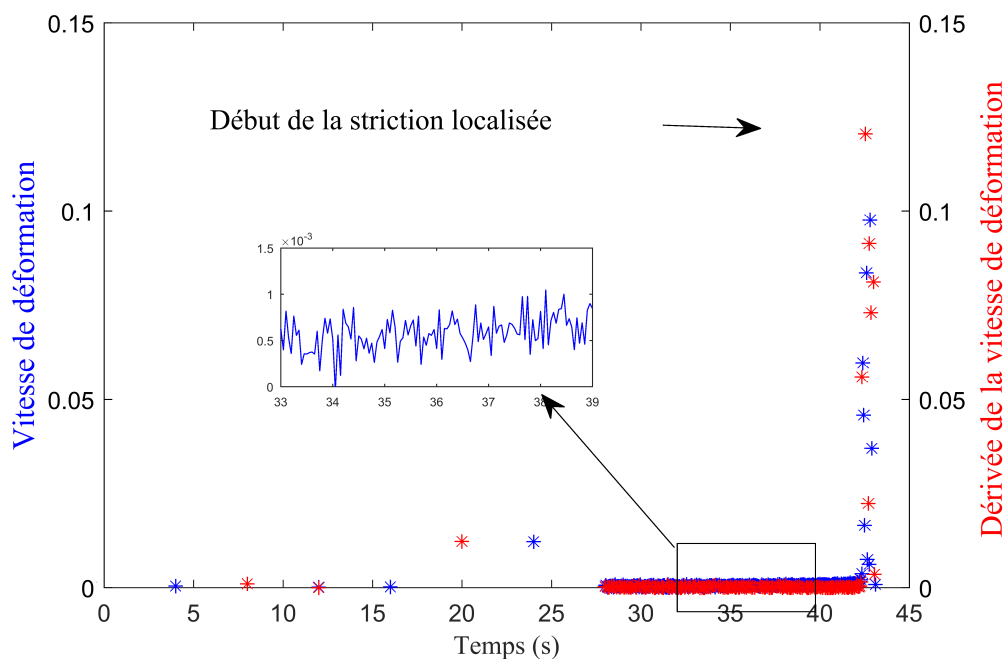


FIGURE 6: Progression de la vitesse et l'accélération de déformation en fonction de temps

Afin d'éviter la détermination subjective par l'utilisateur des valeurs de déformation majeures et mi-

neures pour la CLF, le début de la striction est déterminé de manière objective par un algorithme mathématique. Pour ce faire, une analyse détaillée de l'évolution de la dérivée de la vitesse de déformation en fonction du temps est présentée sur la figure 6. En effet, une évolution linéaire peut être identifiée au début de l'essai puis l'accélération de la déformation augmente subitement ( $t = 43s$ ) pour atteindre un maximum avec le début de la localisation de la striction. Le principe de base de la méthode dépendante de temps est donc basé sur le fait que le taux de déformation augmente rapidement au moment de la striction de l'éprouvette [4].

Le maximum de la courbe sur la figure 6 correspond au temps du début de la striction. Les valeurs de déformation majeures et mineures correspondantes représentent le point de la CLF pour ce trajet de déformation. L'historique de la déformation principale totale sur la surface extérieure de la tôle, au point identifié comme étant l'emplacement du début de la striction localisée déterminé par la méthode d'analyse dépendante du temps, est présenté sur la figure 7. Le symbole superposé sur chaque trajet de cette figure indique le niveau de déformation au début de la striction détectée pour chaque éprouvette.

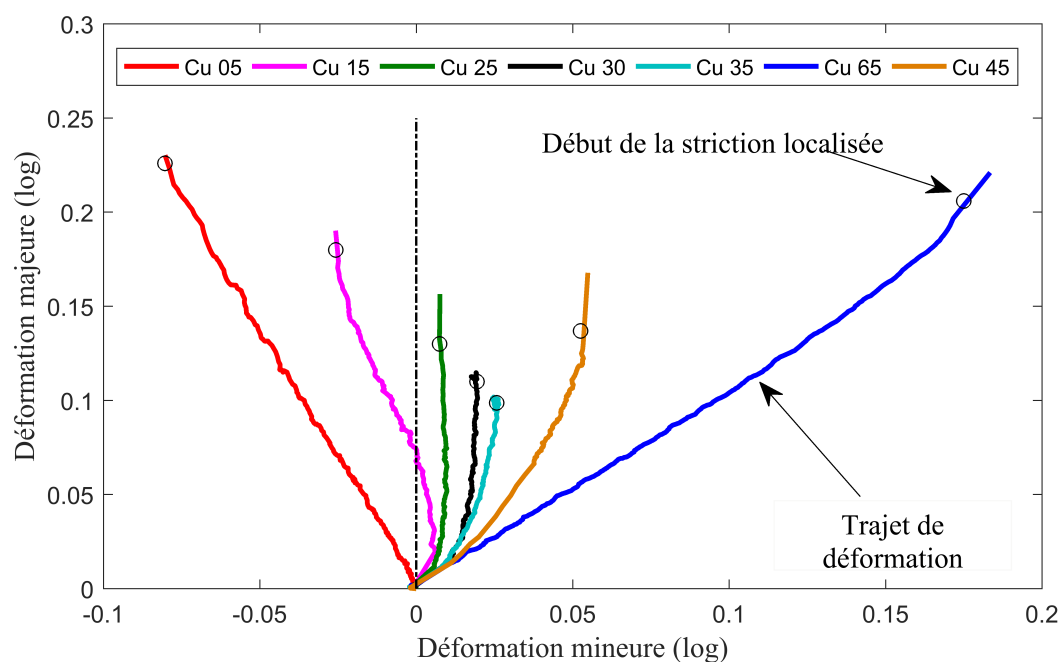


FIGURE 7: Trajets de déformation et déformations limites associées au début de la striction localisée

Comme mentionné précédemment, on observe que les tangentes aux trajets de déformation varient tout au long de l'essai avant d'atteindre le point de striction, mais surtout après l'apparition de la striction [8]. Dans certaines configurations ce changement est moins sensible, ce qui explique l'allure relativement linéaire de certains trajets même après la striction.

#### 4 Prédiction numérique de la CLF avec les critères de rupture

Dans cette partie, on cherche à prédire les CLF expérimentales en utilisant les critères de rupture macroscopique puisque dans le cas des tôles ultra fines la rupture et la striction sont très proches [12]. Le modèle de comportement retenu pour ce matériau est un modèle élasto-plastique avec écrouissage isotrope, associé à un critère de plasticité anisotrope, déterminé par le critère de Hill48. Le comportement

élastique est défini par la loi de Hooke, le module de Young est  $E = 104$  GPa et le coefficient de Poisson  $\nu = 0,28$ . L'érouissage isotrope est décrit par la relation de Hollomon :  $\bar{\sigma}_Y(\bar{\varepsilon}_p) = K\bar{\varepsilon}_p^n$  où  $\bar{\sigma}_Y$  est la limite d'élasticité,  $\bar{\varepsilon}_p$  est la déformation plastique,  $K$  et  $n$  sont des constantes du matériau obtenues par identification des données expérimentales d'un essai de traction dans la direction de laminage. Les paramètres de matériau  $R_{ii}, i = 1..3$  sont déduits des rapports d'anisotropie plastique ( $r_0, r_{45}, r_{90}$ ), calculés à partir des données d'essai de traction dans les trois directions différentes (0, 45 et 90° par rapport à la direction de laminage).

TABLE 1: Paramètres du modèle de comportement (La valeur de  $K$  est en MPa)

$K$	$n$	$R_{22}$	$R_{33}$	$R_{12}$	$R_{13}$	$R_{23}$	$r_0$	$r_{45}$	$r_{90}$
360	0.11	1	0.996	0.90	0.980	0.707	0.65	0.78	0.64

Afin de prédire la rupture des éprouvettes, le critère de rupture macroscopique de Ayada et al [1] est utilisé. Cette prédiction est réalisée avec les deux configurations extrêmes des éprouvettes (de diamètre 5 mm et 65 mm) qui correspondent respectivement à la traction uniaxiale et biaxiale. Les valeurs obtenues pour tous les chemins de déformation sont tracées à la figure 8.

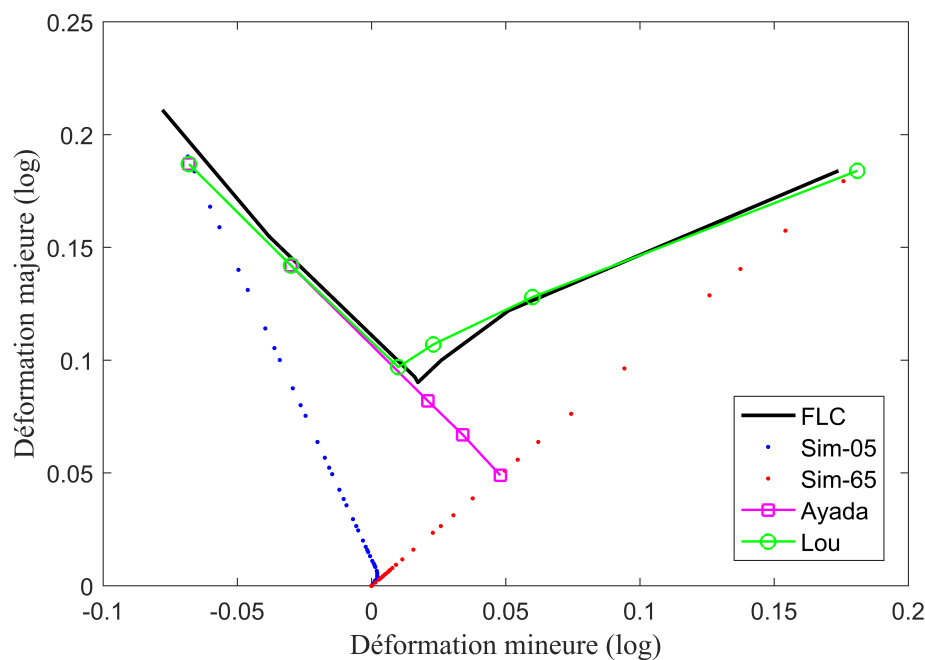


FIGURE 8: Résultats expérimentaux et simulations numérique avec les critères de rupture de la CLF pour une tôle ultra-fine en cuivre pur

Avec le critère d'Ayada, on constate que les valeurs dans la zone de traction uniaxiale du FLC sont bien prédites, tandis que la zone de traction biaxiale n'est pas cohérente. Afin d'améliorer la prédiction dans ce domaine, on a utilisé le critère de Lou et al [2], ce critère implique à la fois l'influence de la contrainte de cisaillement et de la triaxialité de contrainte. Les calculs sont en cours, mais les premiers résultats montrent qu'avec ce dernier critère, la prévision du FLC sera améliorée, en particulier dans la région d'expansion.

## 5 Conclusion

Cette étude vise la détermination de courbes limites de formage (CLF) des tôles ultra fines de cuivre pur d'épaisseur 0.1 mm par une méthode temporelle à partir des essais Nakajima, et l'exploitation des critères de rupture macroscopique pour prédire ces courbes. En se basant sur la simulation numérique des deux configurations extrêmes (traction et expansion), on peut générer les courbes limites de formage numériques. La CLF déterminée par différents critères de rupture est comparée avec la courbe obtenue par les essais expérimentaux, on observe un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques, avec les critères de rupture lorsqu'ils ont un nombre suffisant de paramètres.

## Références

- [1] M. Ayada ,T. Higashino and K. Mori, Central bursting in extrusion of inhomogeneous [Journal],Advanced Technology of Plasticity, 1987 .
- [2] Y Lou, H Huh, S Lim, K Pack . New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals. International Journal of Solids and Structures, 2012, 49(25), 3605-3615.
- [3] M.B. Silva, A.J. Martínez-Donaire, G. Centeno, D. Morales-Palma, C. Vallellano , P.A.F. Martins «Recent approaches for the determination of forming limits by necking and fracture in sheet metal forming» Procedia Engineering 132 ( 2015 ) 342 – 349
- [4] N.A. SENE «Etudes expérimentales et numériques de la micro-formabilité des matériaux métalliques de faible épaisseur» Thèse de doctorat, Université de Savoie 2010
- [5] ISO 12004-2 :2008 October, Metallic materials - Sheet and strip - Determination of forming limit curves - Part 2 : determination of forming-limit curves in laboratory - Matériaux métalliques
- [6] J. Min ,T.B.Stoughton ,J.E.Carsley, J.Lin « Compensation for process-dependent effects in the determination of localized necking limits» International Journal of Mechanical Sciences 117 ,2016, 115–134
- [7] M. Merklein , A. Kuppert, M. Geiger , « Time dependent determination of forming limit diagrams», CIRP annals, 59 (2010) 295-298
- [8] P. Balland , S. Dumoulin, C. Mikalsen , R. Arrieux , A .Sergent , S. Barathay , H.J. Roven «Détermination des courbes limites de formage sur des matériaux nano-structurés» 18<sup>ème</sup> Congrès Français de Mécanique, 2007
- [9] T. Kals and R. Eckstein «Miniaturization in sheet metal working» Journal of Materials Processing Technology, vol. 103, no. 1, pp. 95 – 101, 2000.