



HAL
open science

Caractérisation et modélisation de la formabilité des tôles ultra-fines de cuivre

Neija Ayachi

► **To cite this version:**

Neija Ayachi. Caractérisation et modélisation de la formabilité des tôles ultra-fines de cuivre. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Bretagne Sud; École nationale d'ingénieurs de Sfax (Tunisie), 2021. Français. NNT : 2021LORIS597 . tel-03509535

HAL Id: tel-03509535

<https://theses.hal.science/tel-03509535>

Submitted on 4 Jan 2022

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.

THÈSE DE DOCTORAT DE

L'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE SUD

ÉCOLE DOCTORALE N° 602

Sciences pour l'Ingénieur

Spécialité : *Mécanique des Solides, des Matériaux, des Structures et des Surfaces*

Par

Nejia AYACHI

Caractérisation et modélisation de la formabilité des tôles ultra-fines de cuivre

Thèse présentée et soutenue à Lorient, le 19 Mai 2021

Unité de recherche : IRDL-UMR CNRS 6027

Rapporteurs :

Nathalie BOUDEAU Professeure, Université Franche-Comté
Zoubeir TOURKI Professeur, École Nationale d'Ingénieurs de Sousse

Membres du Jury :

Examineur : Pascale BALLAND Professeure, Université Savoie Mont-Blanc
Examineur : Nadar HADDAR Professeur, École Nationale d'Ingénieurs de Sfax
Dir. de thèse : Pierre-Yves MANACH Professeur, Université de Bretagne Sud
Dir. de thèse : Noamen GUERMAZI MCF-HDR, Institut Supérieur des Sciences Appliquées et de Technologie de Kasserine

REMERCIEMENTS

Cette thèse a été réalisée dans le cadre d'une cotutelle entre l'Université de Bretagne Sud en France et l'École Nationale d'Ingénieurs de Sfax en Tunisie, sous la direction de Monsieur Pierre-Yves MANACH et Monsieur Noamen GUERMAZI. Je tiens à remercier mes deux directeurs pour leur disponibilité, leurs idées enrichissantes, leur confiance, et leurs encouragements permanents durant ces trois ans.

J'exprime toute ma reconnaissance aux membres du jury qui ont accepté de juger ce travail. Je remercie Madame Nathalie BOUDEAU et Monsieur Zoubeir TOURKI de m'avoir fait l'honneur d'être rapporteurs de ma thèse. Merci également à Madame Pascale BALLAND et Monsieur Nadar HADDAR d'avoir accepté d'examiner ce travail.

Merci également à tous les enseignants, chercheurs, ingénieurs et personnel administratif de l'IRDL de m'avoir aidé ainsi que d'avoir rendu ce travail plus sympathique et agréable.

Mes remerciements les plus chaleureux vont à tous mes amis et mes collègues pour leur soutien, les fous rires, les expériences de vie et les moments que nous avons pu partager, resteront gravés non seulement dans ma mémoire mais aussi dans mon cœur.

Je tiens à remercier tous les gens que j'ai croisé sur mon chemin durant ces années et qui ont, à leur manière, contribué à la réussite de cette thèse.

Enfin, je remercie ma famille pour leur présence, leur amour et leur soutien tout au long de ces années d'études. Je suis fière de pouvoir dire aujourd'hui que j'en suis arrivée là grâce à toi.

TABLE DES MATIÈRES

Introduction générale	9
Contexte	9
Objectifs et méthodologie de la thèse	12
1 Mise en forme des tôles ultra fines	15
1.1 Le micro formage progressif	16
1.1.1 Le pliage	18
1.1.2 Principe du procédé d'emboutissage	20
1.2 Spécificités et comportement des tôles ultra fines	23
1.2.1 Notion de tôles ultra fines	23
1.2.2 Propriétés mécaniques des tôles ultra fines	24
1.2.3 Influence de la rugosité sur les propriétés mécaniques	26
1.2.4 Rupture des tôles ultra fines	27
1.3 Problèmes de mise en forme des tôles ultra fines	30
1.3.1 Retour élastique	30
1.3.2 L'anisotropie	33
1.3.3 Sensibilité aux changements de trajets de déformation	35
1.4 Caractérisation expérimentale et numérique de la formabilité des tôles ultra fines	36
1.4.1 Courbes limites de formage	36
1.4.2 Simulation numérique du micro formage	39
1.5 Conclusion	42
2 Caractérisation des matériaux et modélisation du comportement mécanique	43
2.1 Caractérisation microstructurale	44
2.1.1 Le cuivre pur Cu	44
2.1.2 L'alliage de cuivre CuBe2	44
2.2 Caractérisation mécanique	45
2.2.1 Essai de traction	45
2.2.2 Le Cu	47
2.2.3 Le CuBe2	48
2.3 Modélisation du comportement mécanique	49
2.3.1 Loi de comportement	49

2.3.2	Identification des paramètres	50
2.4	Identification des critères de ruptures	52
2.4.1	Critères de rupture macroscopique	52
2.4.2	Identification des critères de rupture macroscopique	54
2.5	Conclusion	58
3	Caractérisation de la formabilité des tôles ultra fines de cuivre	59
3.1	Détermination des courbes limites de formage	60
3.1.1	Essais Nakajima	60
3.1.2	Mesure de déformation	62
3.1.3	Détermination de la CLF par la norme ISO 12004-2	62
3.1.4	Détermination de la CLF par la méthode temporelle	65
3.1.5	Courbe limite de formage de Cu pur et alliage CuBe2	67
3.2	Compensation de la CLF pour les effets dépendants du procédé	70
3.2.1	Effets de la courbure	70
3.2.2	Effets de la non linéarité des trajets de déformation	73
3.2.3	Effets de la pression	77
3.2.4	Simulation numérique du procédé de Nakajima	79
3.2.5	Prédiction numérique de la CLF avec les critères de rupture	86
3.2.6	Compensation de la CLF numérique pour les effets dépendants du procédé	93
3.3	Conclusion	94
4	Caractérisation et modélisation de l'opération de pliage	95
4.1	Dispositif et conditions expérimentales	96
4.2	Influence de l'effort de serrage sur le retour élastique	97
4.3	Simulation numérique du retour élastique lors de l'essai du pliage en U	100
4.3.1	Résultats et discussion	101
4.4	Prédiction de la rupture	108
4.5	Conclusion	111
5	Caractérisation et modélisation de l'opération d'emboutissage inverse	113
5.1	Étude expérimentale de l'emboutissage inverse	114
5.1.1	Dispositif et conditions expérimentales	114
5.1.2	Résultats expérimentaux	117
5.2	Simulation numérique de l'emboutissage inverse	123
5.2.1	Description du modèle numérique	123
5.2.2	Influence des différents paramètres	124
5.2.3	Critères de rupture en emboutissage inverse	129

5.3	Changement du trajet de déformation	132
5.3.1	Influence de la géométrie des outils sur le changement du trajet de déformation	133
5.4	Conclusion	135
	Conclusion générale et perspectives	137
	Conclusions	137
	Perspectives	139
	Bibliographie	141

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Contexte

Le recours à des appareils électroniques toujours plus petits a été le moteur de diverses innovations au cours des dernières décennies. L'électronique, l'automobile, l'industrie médicale et même l'aérospatiale recherchent des solutions permettant des appareils innovants, plus rapides, plus intelligents et plus efficaces avec des facteurs de forme réduits. Les téléphones portables, les tablettes et les ordinateurs sont les premiers appareils qui viennent à l'esprit (Fig.1). Cependant, à mesure que les appareils deviennent plus petits et que la demande des capacités croissantes augmente, la recherche doit relever des défis pour passer de la macro-échelle aux micro et nano échelles. De nouveaux outils, processus et expertises sont nécessaires pour relever les défis et tenir les promesses de la miniaturisation.



FIGURE 1 – Evolution de l'ordinateur au fil des années

Le micro formage est la technologie appropriée pour la fabrication des pièces métalliques miniatures à partir des tôles ultra fines. Il présente certains avantages évidents, tels qu'une productivité élevée, un faible coût et la capacité de fabriquer des géométries complexes avec une vaste gamme de matériaux. La figure 2 présente des exemples de pièces de fabriquées par micro formage.



FIGURE 2 – Exemples de pièces miniatures issues de divers procédés de micro-formage [1]

Les composants miniatures sont très variés et intègrent notamment les douilles, même les micro-moteurs, les micro-turbines, les micro-robots, les connecteurs électriques, etc. Par exemple, dans une application où la fiabilité et les performances sont essentielles, les connecteurs à ampérage élevé destinés à une utilisation dans les avions militaires et commerciaux, sont conçus pour être légers et capables de subir plusieurs cycles thermiques, d'humidité et de pression atmosphérique. En effet, les environnements aéronautiques exigent une gamme de connecteurs qui peut résister à de conditions environnementales extrêmes. Généralement, un connecteur est composé de différentes parties constituées de différents matériaux (Fig.3). Ici, le corps est en acier inoxydable ou en aluminium, la partie isolante et le système de contact qui se compose de trois parties, fabriquées séparément et constituées de différents matériaux de base : un corps de contact en laiton usiné, un capuchon en acier inoxydable et un clip en cuivre au béryllium. Cet alliage de cuivre est souvent choisi en raison de son excellente conductivité électrique et thermique, de ses propriétés de fatigue et de sa bonne ductilité.

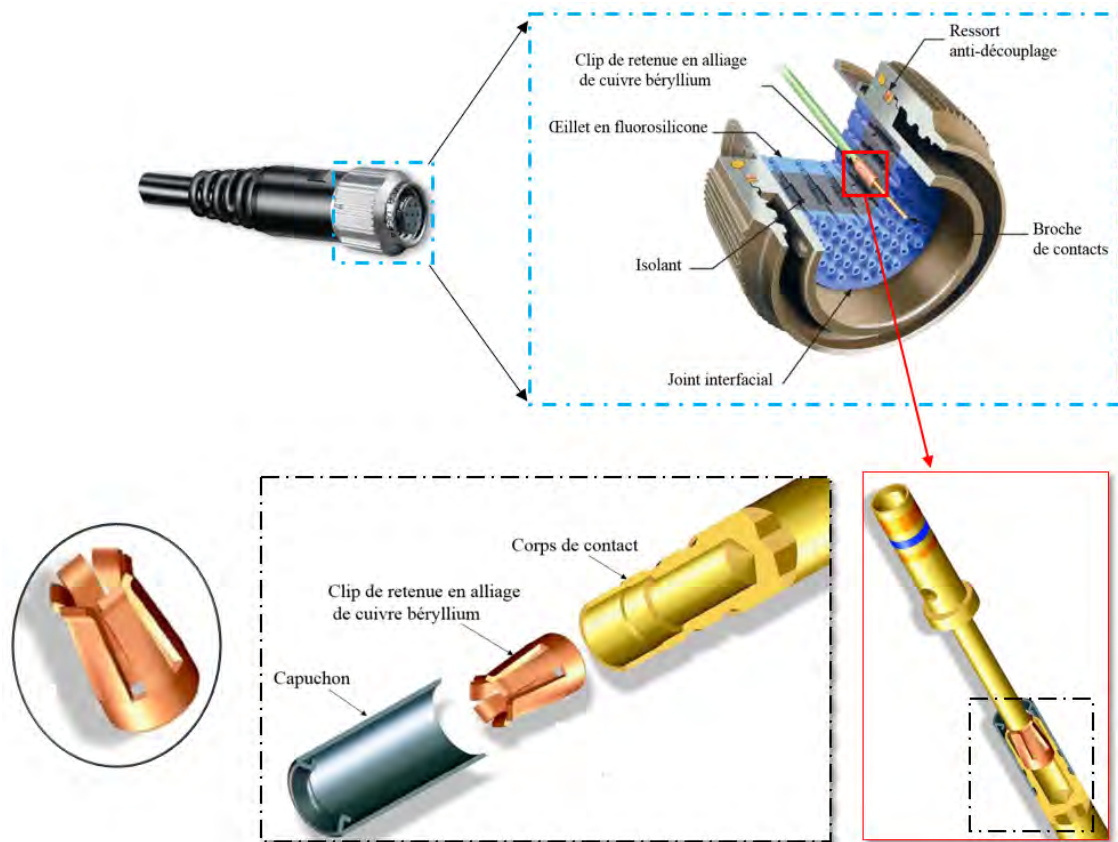


FIGURE 3 – Schéma des différentes composantes d'un connecteur à ampérage élevé

Le clip de retenue de la figure 3 présente des dimensions de 2.61 mm de diamètre extérieur et 3.75 mm de hauteur et une épaisseur de 0.127 mm. Il est obtenu par micro formage progressif. Il s'agit du procédé de micro formage le plus contrôlable, puisqu'il n'y a pas d'étapes de formage supplémentaire mais seulement un outillage amélioré avec une géométrie appropriée nécessaire pour réaliser des structures complexes avec une productivité plus élevée. Le processus de fabrication du clip de retenue en alliage de cuivre béryllium par micro formage progressif, est composé de plusieurs opérations de formage avec une séquence donnée (Fig.4). Notamment des opérations de découpage, de pliage et cinq opérations d'emboutissage successives permettent d'obtenir une profondeur d'étirage plus élevée. Il est à noter qu'on peut réduire le nombre d'opérations d'emboutissage grâce l'utilisation d'une étape d'emboutissage inverse qui permet de donner la même pièce avec une profondeur d'étirage élevée en deux étapes seulement.

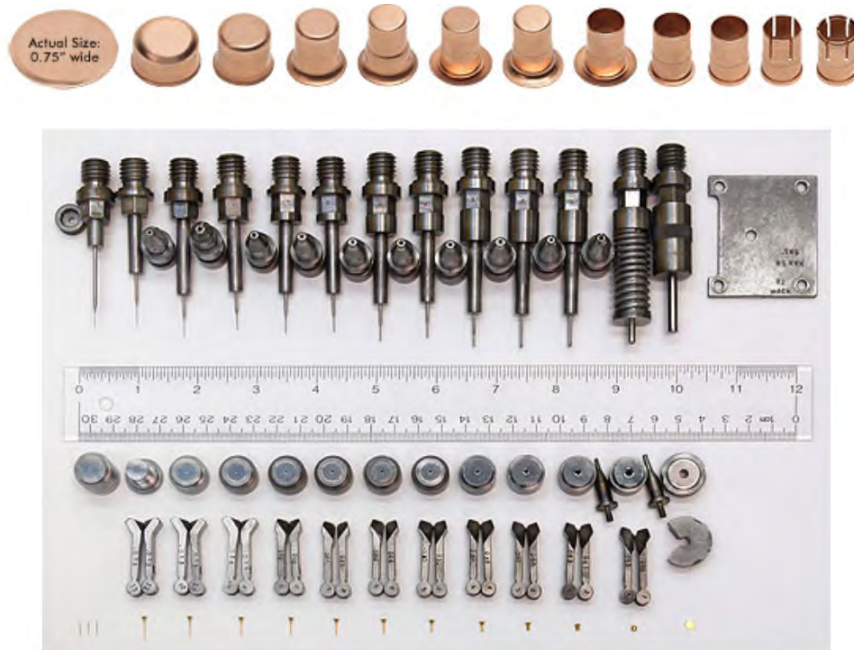


FIGURE 4 – Différentes étapes de formage aboutissant à la formation du clip de retenue avec les différents outillages utilisés [1]

Objectifs et méthodologie de la thèse

Dans cette étude, on s'intéresse à la caractérisation et à la modélisation des plusieurs opérations élémentaires de mise en forme dans les outils à suivre, à savoir l'emboutissage inverse et le pliage d'une part et aux conditions et aux outils numérique permettent d'assurer le succès de ces opérations d'autre part. Ces procédés utilisent généralement des toles ultra-fines. En effet, quand l'épaisseur de la tôle est réduite à de petites échelles, le comportement du matériau et la physique régissant le micro-formage ne sont pas identiques à ceux observés à l'échelle macroscopique. Cette réduction est à l'origine de phénomènes mécaniques communément appelés « effets de taille » [2]. Par exemple, la mécanique de la déformation, les conditions de frottement et les comportements des matériaux sont différents dans le procédé de micro-formage du procédé de formage conventionnel. Le comportement du matériau est non seulement influencé par les dimensions de la pièce mais aussi par les caractéristiques microstructurales du matériau telles que la taille moyenne des grains, par rapport aux dimensions de la pièce. Il existe une épaisseur critique au-dessous de laquelle la résistance diminue fortement et cela se produit généralement à un rapport épaisseur / taille de grains ($\frac{t}{d}$) compris entre 10 et 15 [3]. Ainsi, le nombre des grains dans l'épaisseur peut jouer un rôle important dans la détermination de la forme finale de la pièce et la reproductibilité de l'opération de formage.

Le premier chapitre de ce manuscrit décrit l'état de l'art des connaissances sur les tôles ultra fines, les paramètres les plus couramment utilisés pour décrire le comportement des tôles ultra fines et leurs propriétés mécaniques. Les difficultés de mise en forme des tôles ultra fines et les problèmes rencontrés qui affectent la formabilité de ces tôles sont ensuite détaillés. D'autre part, ce chapitre présente de façon générale le procédé de micro-formage progressif des tôles et les différentes opérations de formage élémentaire qui peuvent avoir lieu dans le cadre de ce procédé.

La caractérisation des matériaux étudiés est détaillée dans **le second chapitre**. Une analyse de la microstructure du cuivre pur et de l'alliage de cuivre béryllium est effectuée et les différents essais mécaniques réalisés sont présentés. Ensuite, les résultats d'identification des lois d'érouissage indispensables pour les modèles éléments finis sont exposés. La dernière partie de ce chapitre portera sur la présentation et l'identification des critères de rupture macroscopique retenus pour la prédiction de la rupture des tôles en alliage de cuivre.

Le troisième chapitre est consacré à l'étude de la formabilité des tôles ultra fines de cuivre pur et de cuivre béryllium. La courbe limite de formage (CLF) est un outil important dans l'évaluation de la formabilité des tôles lors de leur mise en forme. La CLF présente la limite supérieure de la déformation que les tôles peuvent subir avant le début de la striction localisée. Cette limite est typiquement décrite dans un graphique de déformations principale dans le plan de la tôle. Il existe plusieurs façons pour déterminer expérimentalement la CLF d'un matériau, dont les plus connues sont celles utilisant le test Nakazima et le test Marciniak. Dans ce travail on s'intéresse au test de Nakazima avec des dimensions réduites à l'échelle 1 :3 par rapport à la norme afin de l'adapter aux petites dimensions. Les CLF sont déterminées par deux méthodes ; une méthode dépendante de la position qui est proposée par la norme ISO 14002 – 2 et une méthode dépendante de temps. Cependant, les CLF obtenues sont influencées par divers paramètres de procédé. Pour cette raison une procédure de compensation des effets de courbure, de pression de contact et des chemins de déformation non linéaires est utilisée. La dernière partie de ce chapitre s'attache à la prédiction numérique de la CLF des tôles ultra fines de cuivre.

Le quatrième chapitre est consacré à la caractérisation du retour élastique dans le cas du procédé du pliage en U des tôles ultra fines de l'alliage de cuivre béryllium. Des éprouvettes rectangulaires sous différentes conditions de force de serrage permettent d'évaluer l'effet de la force de maintien sur le l'intensité du retour élastique. Cette étude est complétée par des simulations numériques du retour élastique d'une part et de prédiction de la rupture d'autre part. Enfin, des observations MEB ont été réalisées afin de caractériser la microstructure du cuivre béryllium à la rupture.

Le cinquième et dernier chapitre concerne l'étude du procédé d'emboutissage inverse qui intervient dans les procédés de micro-fromage. Pour cela un banc d'essai est conçu et réalisé afin de mener les essais expérimentaux sur des tôles en cuivre pur et cuivre béryllium d'épaisseur 0.1 mm dans différentes conditions de serrage et de lubrification. D'autre part, des simulations numériques via le code de calcul Abaqus ont été menées dans le but de prédire la rupture des godets dans le cas du procédé d'emboutissage inverse à partir de critères de rupture macroscopiques.

MISE EN FORME DES TÔLES ULTRA FINES

Grâce à une précision et une cadence de production élevées, le formage des matériaux métalliques par déformation plastique reste une technologie de premier plan dans la fabrication de nombreuses micro-pièces. Cependant, plusieurs facteurs influencent l'application du formage dans la gamme des pièces de petite taille. Les limitations sont liées aux exigences de précision imposées aux outils de formage, au positionnement et surtout aux propriétés mécaniques de la pièce formée elle-même. Pour faire face aux problèmes de manipulation, de transport et d'éjection de la pièce finale dans les procédés de formage et faciliter l'application dans les industries, le micro formage dit progressif a été développé, qui est une méthode permettant de réaliser l'application à l'échelle industrielle du micro formage pour la production de masse. Le micro formage progressif est composé de plusieurs opérations de formage dans un même outil. Dans ce chapitre, nous nous intéressons en premier lieu à présenter le micro formage progressif, en mettant l'accent sur trois étapes en particulier, à savoir l'emboutissage, l'emboutissage inverse et le pliage. D'autre part, l'utilisation des tôles ultra fines dans la fabrication des pièces de petites dimensions est limitée par plusieurs facteurs dont le principal est le matériau lui-même. En effet, un changement du comportement mécanique macroscopique des tôles ultra fines est dû à une réduction des dimensions qui est régi par des effets dits de taille. Les spécificités du comportement des tôles ultra fines ainsi leurs problèmes lors de leur mise en forme sont abordés dans ce chapitre. Enfin, la dernière partie est consacrée à la présentation d'un outil de la formabilité des tôles ultra fines à savoir la courbe limite de formage (CLF).

1.1 Le micro formage progressif

En micro formage, la conception d'outillage consiste à déterminer comment positionner et placer avec précision et efficacité la tôle sur la matrice, comment transporter efficacement la pièce semi finie entre les différents postes de formage, et comment éjecter efficacement la pièce déformée de la matrice. Tous ces éléments influencent la qualité du produit final d'une part et augmentent le coût de la production d'autre part. Pour faire face aux différents problèmes de manipulation, de transport et d'éjection, le micro formage dit progressif a été développé. La figure 1.1 illustre un système de formage progressif pour la fabrication de pièces creuses [4]. On peut constater que ce procédé progressif se compose de quatre étapes, y compris le cisaillement, l'extrusion, la deuxième extrusion et le découpage qui sont réalisées dans un seul outil, contrairement aux procédés de mise en forme des tôles plus épaisses qui utilisent plusieurs outillages différents.

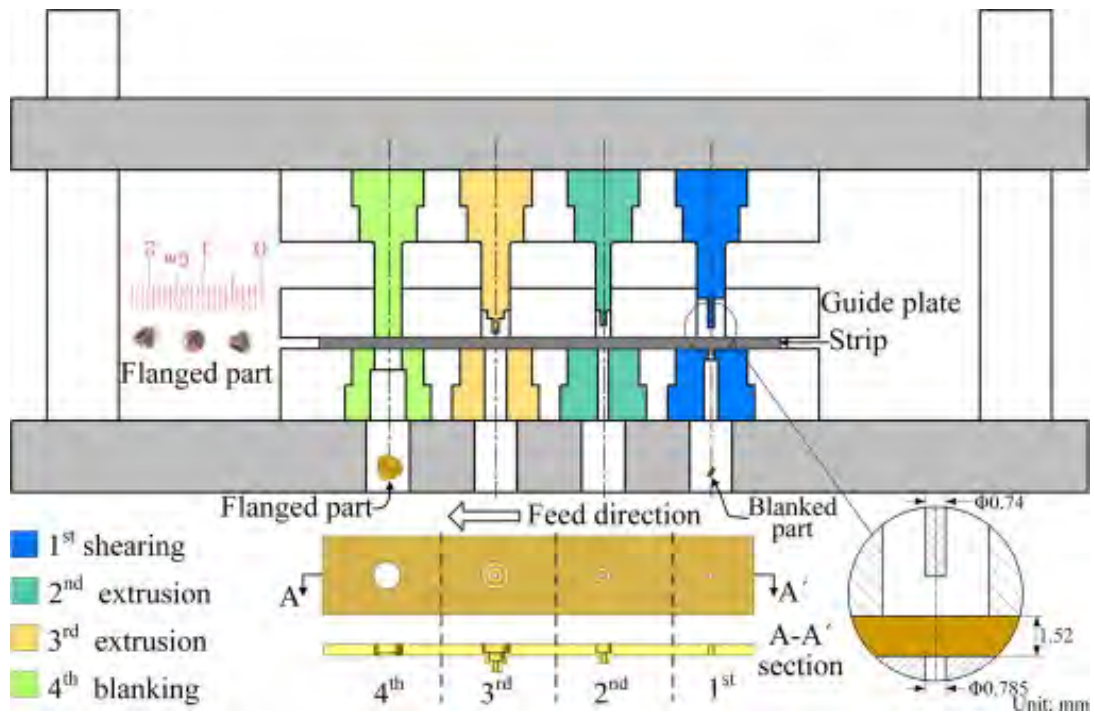


FIGURE 1.1 – Illustration schématique du procédé de micro-cisaillement conçu pour le formage progressif [4]

Le microformage progressif, composé de plusieurs opérations de formage consiste à fabriquer en continu une micro pièce complexe. Dans un premier temps, un système d'alimentation fait avancer une bande de métal (généralement sous forme d'une bobine) à travers tous les postes d'une matrice progressive à une distance ou un pas spécifique, qui correspond à une distance constante entre chaque poste de la matrice [5]. Lorsque la bande est poussée dans la matrice, chaque poste effectue une opération spécifique. Au fur et à mesure que la bande avance, un nombre croissant de caractéristiques deviennent inhérentes à la pièce. Le poste final consiste en une opération de découpe qui sépare la pièce finie de la bande. À chaque coup de presse, une pièce finie est éjectée de la matrice. La mise en bande, avec le métal qui a été découpé lors d'opérations précédentes, devient un déchet. Que ceux-ci soient poinçonnés ou découpés, les déchets sont séparés de la bande, puis éjectés ailleurs de la matrice [6].

Les principaux avantages de ce procédé comprennent l'alignement précis de l'outillage et de la pièce [7], un transport facile de la préforme à l'opération suivante et une éjection efficace des pièces finales par opération de découpage [6]. Le micro formage progressif est généralement un processus en plusieurs étapes avec des opérations différentes. Dans cette étude, on va s'intéresser à étudier trois opérations particulières que l'on rencontre régulièrement dans les procédés de micro formage qui sont le pliage, l'emboutissage et l'emboutissage inverse. Pour ce faire, il est nécessaire de caractériser le comportement du matériau, la formabilité et la rupture des tôles

ultra fines qui sont susceptibles d’être impliqués dans chacune de ces opérations.

1.1.1 Le pliage

Le pliage est un procédé de formage par déformation plastique permettant d’obtenir, à partir d’une tôle, une pièce développable. Il est utilisé dans la production de composants tels que les canaux, les poutres et les cadres [8]. En général, une pièce pliée est obtenue par l’action verticale d’un poinçon, sur une tôle supportée par une matrice. Cependant il existe plusieurs types de pliage suivant la géométrie des poinçons et matrices, on peut distinguer trois types de pliage à savoir , le pliage en V, en U et en L (Fig.1.2).

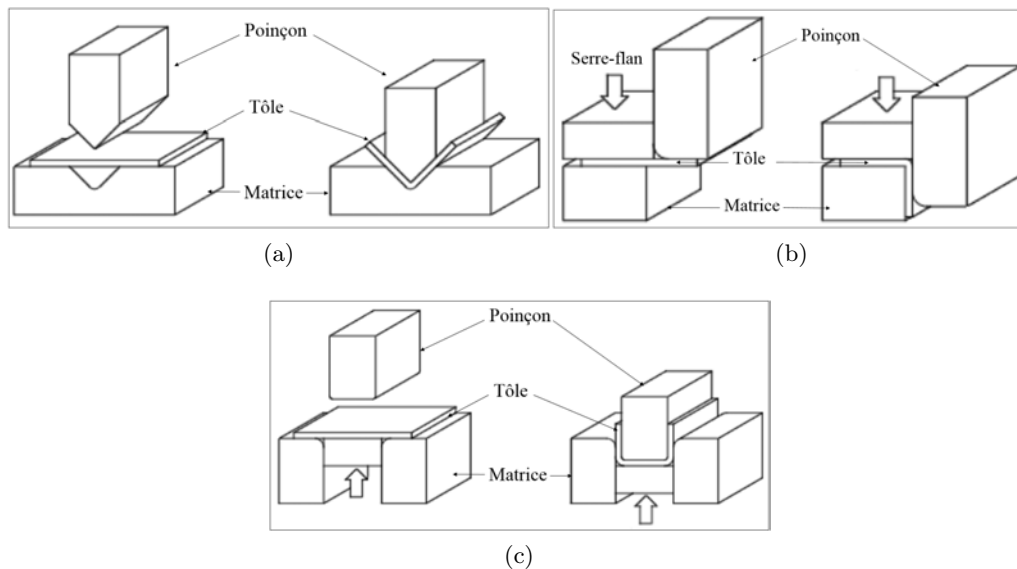


FIGURE 1.2 – Schéma du procédé de pliage : (a) pliage en V, (b) pliage en L et (c) pliage en U.

Dans ce travail, on s’intéresse au procédé de pliage en U (Fig.1.2-c) afin de mettre en évidence les caractéristiques particulières de ce procédé de mise en forme. En effet, on peut considérer qu’un procédé de pliage en U est composé de deux étapes, chargement et déchargement. Lors de l’étape de chargement, la tôle est pliée dans la matrice jusqu’à ce que le poinçon se déplace complètement vers le bas. Au cours de cette étape, la pièce subit généralement une déformation élastoplastique. Ensuite, la tôle déformée est éjectée des outils lors de l’étape de déchargement, tout en subissant la libération des contraintes pour atteindre un nouvel état d’équilibre. Du fait de cette relaxation, les dimensions de la pièce finale, notamment l’angle de pliage (Fig. 1.3), deviennent différentes de celles du produit avant déchargement. Cette différence dimensionnelle est appelée le retour élastique.

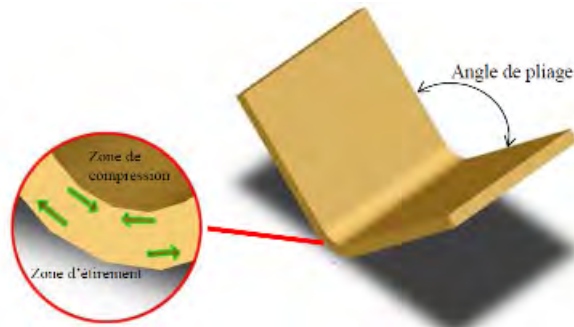


FIGURE 1.3 – Angle de pliage

En considérant l'axe neutre de la tôle (ligne noire), la partie pliée peut être divisée en cinq régions selon la figure 1.4. Les régions I (délimitée par les points E et F) et V (délimitée par les points A et B) sont planes et sont en contact avec des faces planes du poinçon et de la matrice. Le région II est délimitée par les points E et D et la région IV est délimitée par les points B et C. La région III (délimitée par les points D et C), appelée mur, est libre et rencontre une histoire complexe de la déformation en raison du fait que la tôle qui a été étirée et pliée dans la zone II, sera étirée et dépliée dans la zone III. Les zones qui présentent une variation importante des contraintes dans l'épaisseur de la tôle lors du pliage sont les suivantes : les zones II et IV soumises à des sollicitations de traction et de compression suite à la flexion le long des profils de la matrice et du poinçon [9].

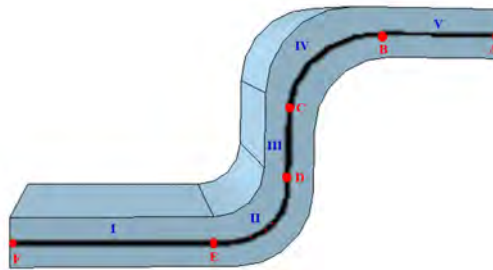


FIGURE 1.4 – Schéma d'une pièce pliée avec les différentes régions critiques

La courbure du mur est le principal défaut observé sur les pièces en forme de U. En effet, lors du pliage en U, la paroi latérale subit une flexion et un étirement complexes [10]. Le côté de la tôle localisé de la matrice est soumis à une contrainte de traction alors que le côté du poinçon subit une contrainte de compression, ce qui favorise un moment de flexion résiduel et entraîne une courbure de la paroi latérale (Fig.1.5).

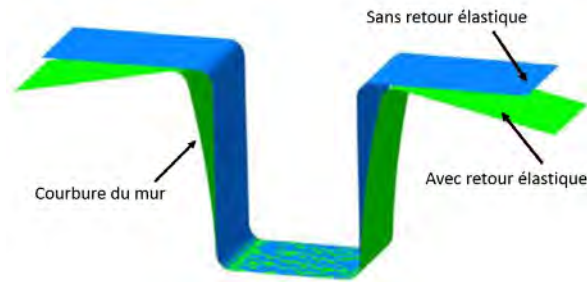


FIGURE 1.5 – Géométrie déformée d'une pièce en U après retour élastique

L'utilisation d'une grande force de serre-flan dans le procédé de formage est utile pour supprimer la courbure de la paroi latérale [11]. En effet, lorsqu'on augmente l'effort de serre-flan, c'est-à-dire en augmentant la résistance à l'écoulement du matériau, la répartition des contraintes à travers l'épaisseur de la paroi latérale peut être modifiée en contrainte de traction sur toute la section ce qui revient à décaler la position de la fibre neutre. Par conséquent, le retour élastique diminue [12]. Cependant, lorsque la force de serre-flan devient trop importante, des fissures peuvent apparaître sur les parois latérales.

1.1.2 Principe du procédé d'emboutissage

Les techniques de mise en forme par déformation plastique des tôles métalliques sont très variées. L'emboutissage est l'un des plus importants procédés qui permet d'avoir des pièces non développables avec une haute précision dimensionnelle et une cadence de production élevée [13]. L'emboutissage est un procédé de formage par déformation plastique d'une surface de métal qu'on appelle flan, entraînée par un poinçon dans une matrice. Un serre-flan est utilisé afin d'éviter la formation des plis dus au déplacement radial de la tôle (Figure.1.6).

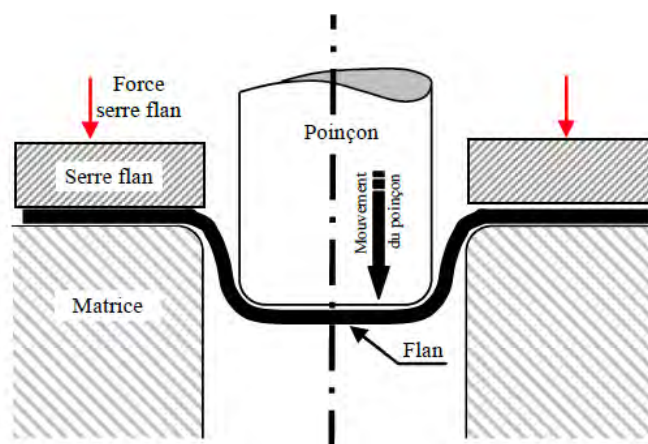


FIGURE 1.6 – Procédé d'emboutissage classique

Au cours de ce procédé, la tôle est susceptible de développer des défauts si les paramètres du processus ne sont pas sélectionnés correctement. Par conséquent, il est important d'optimiser les paramètres du processus pour éviter les défauts dans les pièces et pour minimiser les coûts de production. L'optimisation des paramètres du procédé tels que le rayon de la matrice, la force du serre-flan, le coefficient de frottement, etc., peut être réalisée en fonction de leur degré d'importance sur les caractéristiques de formage de la tôle [14].

Les conditions de lubrification et la force de serrage sont deux paramètres de traitement clés dans l'emboutissage. Ceci est plus évident dans le micro-emboutissage en raison de l'effet de la taille [15] [16]. La figure 1.7 illustre les courbes de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon dans le cas d'un essai de micro emboutissage [17]. Les formes des courbes sont presque les mêmes dans différentes conditions de lubrification. Avec le déplacement du poinçon, la force d'emboutissage augmente progressivement pour atteindre un premier pic.

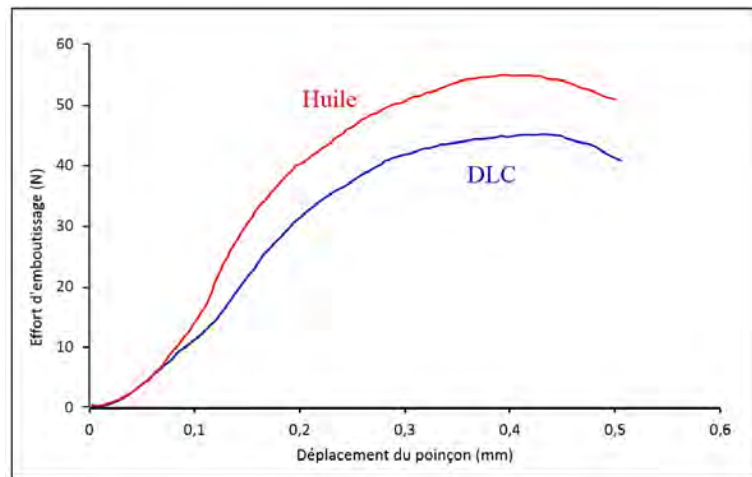


FIGURE 1.7 – Courbes force-déplacement du poinçon avec différentes conditions de lubrification [15]

L'effort d'emboutissage pour la lubrification avec un dépôt de DLC (carbone de type diamant) est plus faible que la force d'emboutissage dans le cas d'utilisation d'une huile. Cela indique que le revêtement DLC peut réduire le frottement entre le flan et l'outil plus que l'huile utilisée dans l'emboutissage. Par conséquent, la propriété de lubrification du film DLC était supérieure à celle de l'huile en micro emboutissage. Avec l'augmentation du rapport d'emboutissage profond qui est le rapport du diamètre du flan par le diamètre de l'embouti, la paroi du godet se fissurait si une condition de lubrification incorrecte était utilisée [18].

La figure 1.8 montre les courbes de la force d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon lors de l'emboutissage des tôles en cuivre pur d'épaisseur 0,05 mm avec différentes forces de serrage [19]. La force maximale d'emboutissage augmente avec l'augmentation de la force de

serrage. Cependant, lorsque la force appliquée était supérieure à 5.6 N, on observe la rupture du godet. On peut également voir sur la figure que le deuxième pic de la force d'emboutissage due au plissement de la tôle diminue avec l'augmentation de la force de serrage, car les plis diminuent avec l'augmentation de la force de maintien du flan [20]. Une force de maintien du flan appropriée est importante pour éviter les échecs de l'opération d'emboutissage.

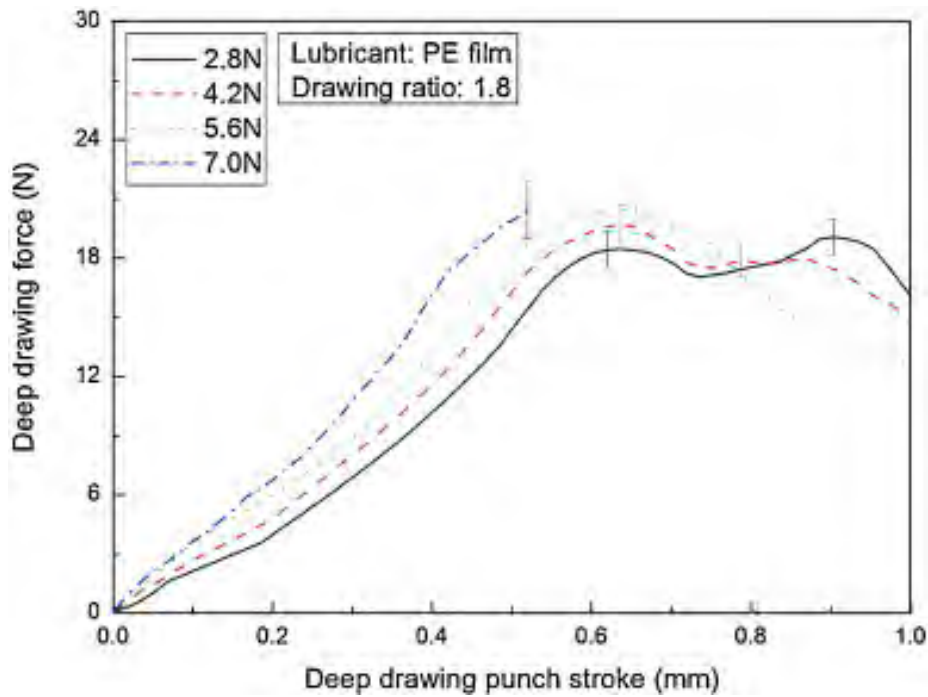


FIGURE 1.8 – Courbes force-déplacement du poinçon avec différentes conditions de serrage [19]

Avec l'exigence des pièces de plus en plus profondes, le procédé d'emboutissage classique demeure inefficace à cause de l'apparition de la rupture avant d'atteindre la profondeur recherchée. La fabrication de tels composants est possible par l'utilisation du procédé d'emboutissage profond en plusieurs passes dans le sens inverse [21].

Grâce à ce procédé, des formes cylindriques plus complexes peuvent être fabriquées avec moins de défauts [22]. En effet, le procédé d'emboutissage par retournement est généralement appliqué afin d'obtenir un rapport d'étirage plus élevé et d'améliorer la formabilité [23]. Lors de ce procédé schématisé sur la figure 1.9, la tôle est d'abord mise en forme pour obtenir un godet cylindrique (premier embouti). Ensuite, un second poinçon se déplace dans le sens opposé, pour déformer le premier embouti. Ce retournement inverse la direction de l'écoulement du matériau. En retournant l'intérieur du godet vers l'extérieur, on obtient donc un deuxième embouti.

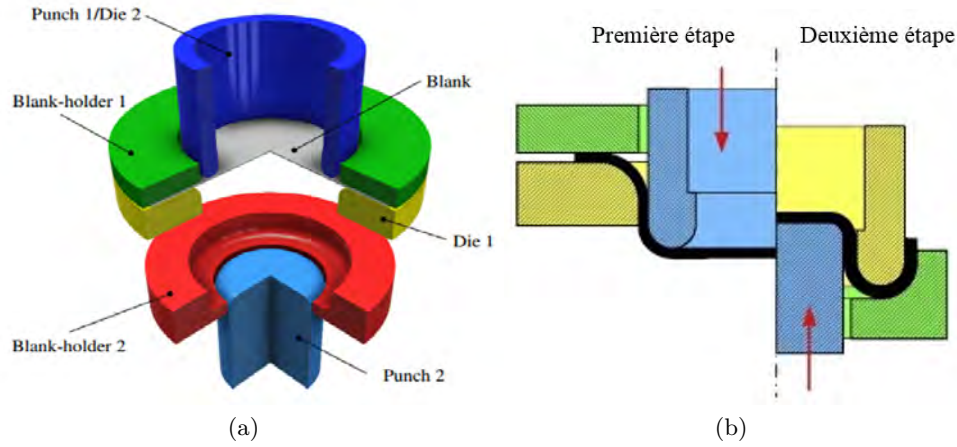


FIGURE 1.9 – Schéma du procédé d'emboutissage inverse : (a) différents composants du procédé, (b) État de la tôle avant la première étape (à gauche) et au cours de la deuxième étape (à droite).

Cette opération permet de garantir un meilleur aspect extérieur que dans le cas d'un procédé classique (l'extérieur est en contact seulement une fois avec le rayon de la matrice) [24] et un gain énergétique en éliminant l'étape de traitement thermique qui favorise un état de surface meilleur [13]. L'emboutissage inverse offre aussi un moyen d'augmenter la hauteur de la pièce grâce à un étirement biaxial de la tôle [25] [26].

1.2 Spécificités et comportement des tôles ultra fines

La fabrication efficace et précise de micro-pièces métalliques est devenue un défi aussi bien pour les chercheurs que pour les industriels. La technologie de micro formage, avec ses avantages uniques de faible coût, de rendement élevé et de haute précision, convient parfaitement à la fabrication en série de micro-pièces [27]. Cependant, lorsque l'épaisseur de la tôle est réduite à de petites échelles, le comportement des matériaux n'est pas identique à celui observé à l'échelle macroscopique. Le comportement du matériau au cours de sa déformation, la résistance à la rupture et la rugosité des surfaces peuvent également changer en conséquence [4]. Cette propriété géométrique est à l'origine de phénomènes mécaniques communément appelés « effets de taille » [28].

1.2.1 Notion de tôles ultra fines

D'un point de vue commercial une tôle est appelée ultra fine si son épaisseur varie entre 0.013 mm et 0,2 mm [3]. Dans la littérature on identifie généralement une tôle ultra fine par l'introduction d'un paramètre N correspondant au nombre de grains dans l'épaisseur, qui met en relation l'épaisseur t de la tôle et le diamètre d des grains ($N = \frac{t}{d}$). Anand et al. [29] ont étudié

l'effet du rapport N sur la limite d'élasticité et l'écoulement plastique des tôles de laiton. En particulier, ils ont montré que pour des valeurs plus élevées de N (6 – 18), la limite d'élasticité et la contrainte à différents niveaux de déformation augmentent avec l'augmentation de N . Mais la contrainte d'écoulement diminue avec l'augmentation de $\frac{t}{d}$ lorsque ces valeurs deviennent inférieures à 3.

Yang et al [30] ont analysé les effets de l'épaisseur de l'échantillon sur les propriétés en traction du cuivre pur pour différentes tailles de grains. La résistance à la traction, la ductilité et le coefficient d'écrouissage diminuent avec l'épaisseur de l'échantillon lorsque le rapport $\frac{t}{d}$ est inférieur à une valeur critique qui est égale à 18 pour une épaisseur de 0.2 mm.

1.2.2 Propriétés mécaniques des tôles ultra fines

Il est à noter que le comportement du matériau varie considérablement dans le procédé de mise en forme avec la diminution de l'épaisseur des tôles. Cheng et al [2] ont récemment étudié l'effet de taille sur les propriétés mécaniques d'une tôle en acier inoxydable austénitique 304 avec une épaisseur de 0,2 mm. A partir de la figure 1.10 montrant les courbes d'écrouissage dans la direction de laminage du matériau étudié, ils ont constaté que la contrainte d'écoulement diminue N (qui correspond à λ dans la figure 1.10), ce qui peut être expliqué par le modèle dit couche de surface [31]. Ce modèle suppose que la déformation des grains de surface est différente des grains internes puisque les grains de surface sont moins contraints, en raison de différents mécanismes liés aux mouvements des dislocations. Ainsi, comme le montre la figure 1.11 l'augmentation de la fraction volumique de la couche de surface avec la diminution de l'épaisseur contribue à la diminution de la contrainte d'écoulement [32].

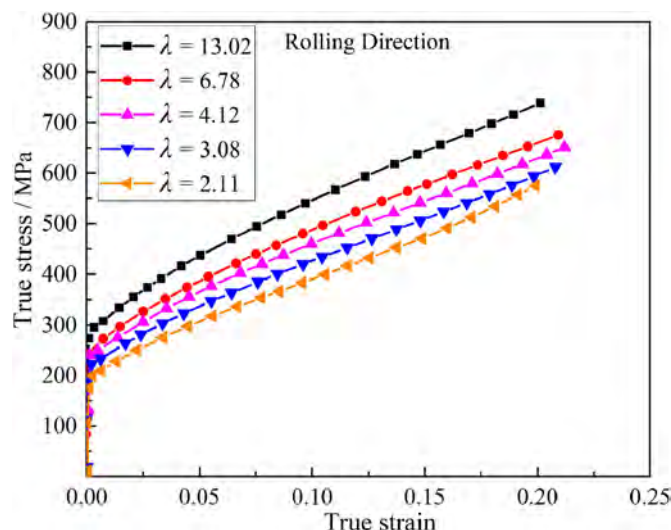


FIGURE 1.10 – Courbes contrainte vraie-déformation vraie de tôles d'acier inoxydable 304 avec différents λ (λ correspond à N) [2]

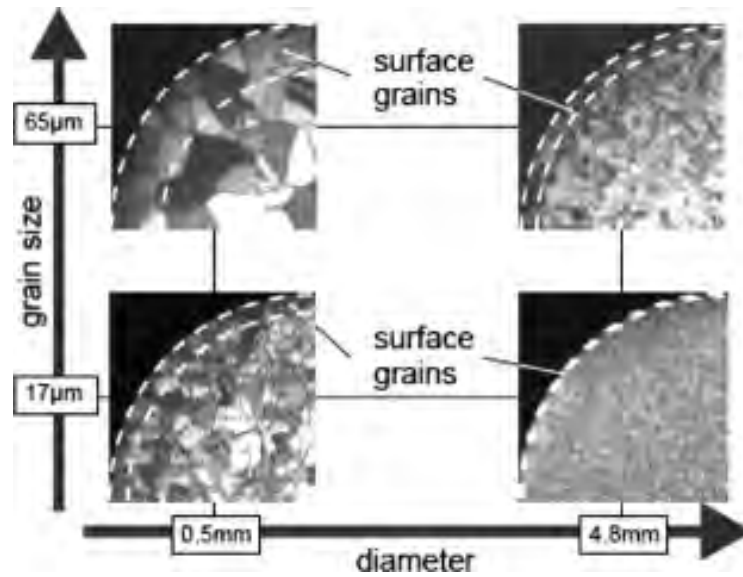


FIGURE 1.11 – Représentation des grains au voisinage de la surface et des grains intérieurs [2]

La figure 1.12 montre la distribution des grains en fonction de l'épaisseur dans la section de la tôle tandis que la taille des grains est maintenue constante. Cela indique que le comportement du matériau passe du modèle polycristallin à l'échelle macroscopique au modèle monocristallin à l'échelle micro avec la diminution de l'échelle. Le diamètre des grains de la tôle est d , l'épaisseur et la largeur de la tôle sont notées respectivement t et w ; le facteur de taille peut être calculé selon l'équation (1.1) :

$$\eta = \frac{t - 2d}{t} \quad (1.1)$$

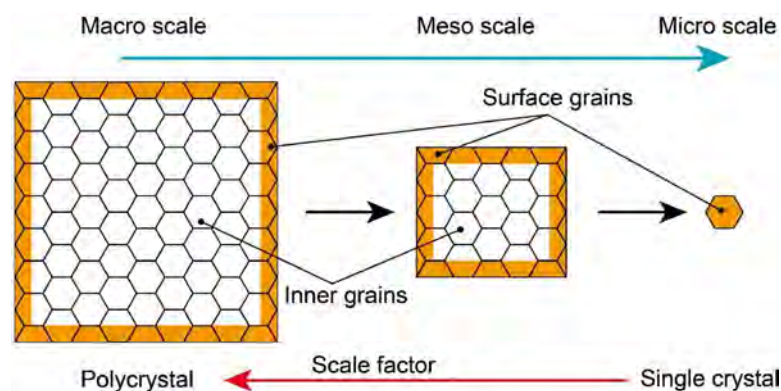


FIGURE 1.12 – Identification de la surface et des grains intérieurs d'une tôle en fonction de l'échelle globale

D'autre part, des études sur des tôles ultra fines de Ni pur d'une épaisseur de 0,1 mm ont

été menées par Wang et al [27] (Fig.1.13), qui ont démontré que la contrainte d'écoulement en traction est légèrement affectée par le rapport $\frac{t}{d}$ lorsque $1.2 < t/d < 1.8$ et que la contrainte diminuait fortement lorsque le rapport $\frac{t}{d}$ diminuait jusqu'à environ 1, puisque l'allongement des échantillons $0.8 < t/d < 1.2$ diminuent plus rapidement que ceux des échantillons $1.2 < t/d < 1.8$. Ainsi, la limite d'élasticité et la résistance à la traction des tôles minces de Ni diminuent évidemment lorsque $t/d < 1.2$. En effet, lorsqu'il n'y a qu'un seul grain dans la direction de l'épaisseur, l'étirement du grain nécessite moins d'interactions avec les autres grains, ce qui explique la réduction apparente de la contrainte d'écoulement.

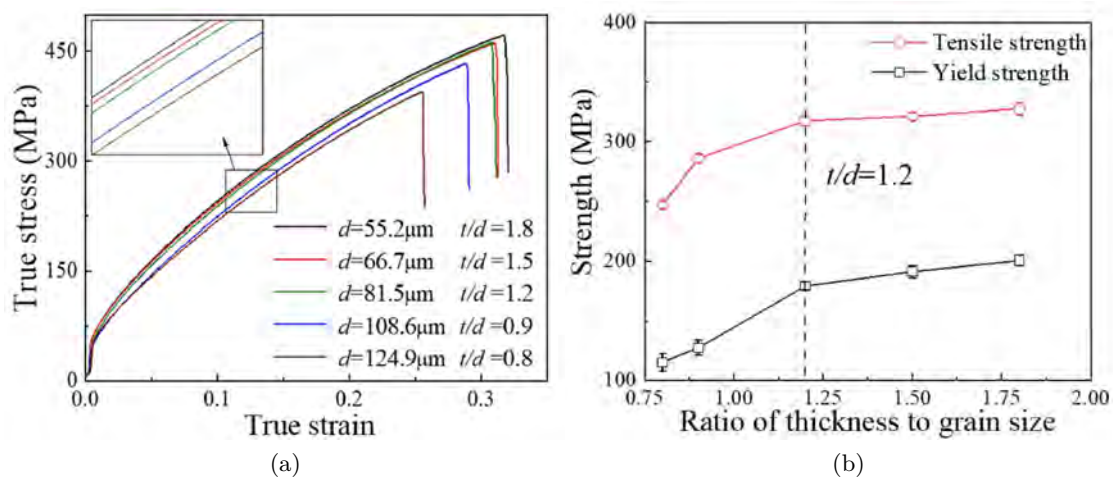


FIGURE 1.13 – (a) Courbe d'écrouissage en fonction de la taille de grains (b) variation de la limite d'élasticité et résistance à la traction du nickel pur en fonction du nombre de grains dans l'épaisseur [27]

1.2.3 Influence de la rugosité sur les propriétés mécaniques

L'étude de la rugosité de surface pendant la micro formage est très importante car elle affecte non seulement la formabilité globale de la tôle, mais également la fiabilité du produit fini car une augmentation de la rugosité peut contribuer à la localisation des contraintes conduisant à une fissuration dans la pièce formée. De plus, l'augmentation de la rugosité de surface accélère l'usure de l'outil. Xu et al. [33] ont étudié les effets de la taille des grains et de la géométrie sur la rugosité de la surface et le comportement mécanique d'une tôle d'aluminium pur lors d'un essai de micro compression. Ils ont constaté qu'une taille de grain plus grande et une taille d'échantillon plus petite conduisent à un effet de rugosité de surface plus marqué et à une contrainte d'écoulement plus faible. De plus, Zhang et al. [34] ont comparé les profils de surface des échantillons de tôles en cuivre pur déformées avec des grains fins, moyens et gros et ont montré que l'épaisseur a une influence significative sur la rugosité de la surface lorsque l'échantillon a un nombre de grain

dans l'épaisseur inférieure à trois ($N < 3$), alors qu'il a peu d'effet sur la rugosité de surface dans le cas des valeurs supérieures à six ($N > 6$). Dans le même contexte d'étude de l'effet de taille sur la rugosité du cuivre pur, Meng et al. [4] ont étudié l'effet couplé de l'épaisseur de la tôle et de la taille des grains sur le comportement de l'écoulement du matériau à partir d'un essai de traction uniaxial de tôles de cuivre pur avec différentes épaisseurs et une microstructure comparable. La figure 1.14 représente la rugosité de surface des éprouvettes avant et après la déformation le long de la direction de traction.

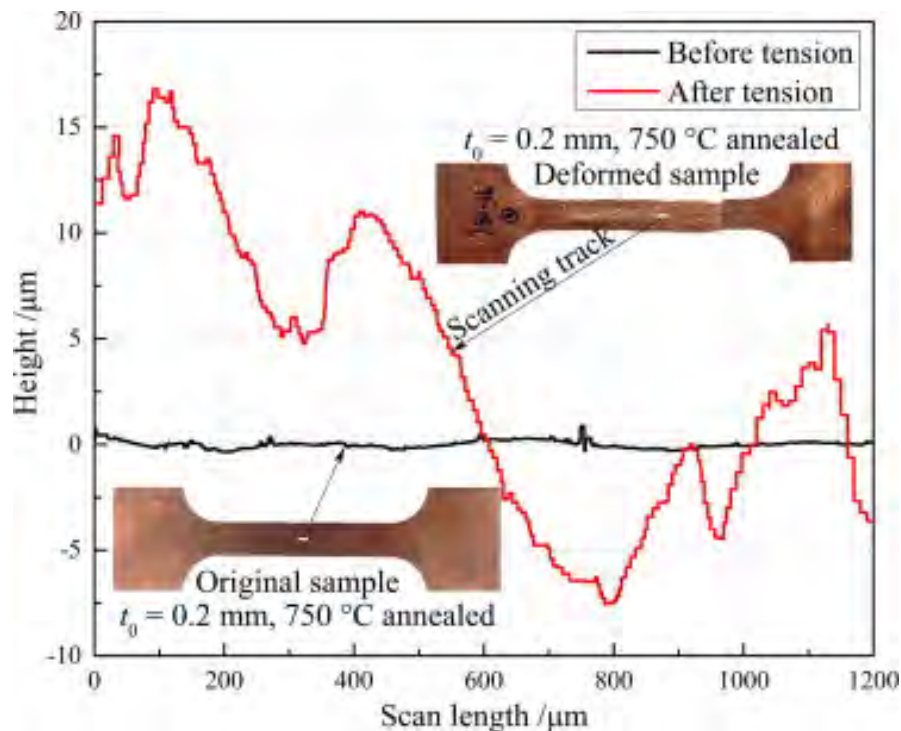


FIGURE 1.14 – Rugosité de surface de tôle de cuivre après un essai de traction [4]

On peut constater que la rugosité de surface de l'échantillon déformé augmente considérablement avec la diminution de t/d . En effet, les grains de surface sont moins contraints et plus faciles à déformer sur la surface libre avec un petit rapport t/d . Ainsi, le phénomène de rugosité de surface libre augmente avec la déformation plastique, ce qui affecte la formabilité du matériau, la qualité de la surface et la précision dimensionnelle des micro pièces fabriquées.

1.2.4 Rupture des tôles ultra fines

L'effet de taille dû à la réduction des dimensions des pièces affecte aussi le comportement global des tôles ultra fines notamment à la rupture. En effet, s'il ne reste que quelques grains dans l'épaisseur, la réponse mécanique macroscopique sera fortement influencée par le comportement des grains individuels. Par conséquent, une compréhension des comportements de rupture des

tôles ultra fines est essentielle pour produire des pièces et des produits de qualité [27]. Pour les produits à micro-échelle, la rupture est plus critique dans les étapes de mise en forme car elle est plus difficile à explorer et à analyser [35],[36]. Afin de comprendre les effets de la taille de la tôle ultra fines sur les caractéristiques de la rupture, Zhao et al. [37] ont étudiés la rupture d'éprouvettes miniatures de cuivre pur avec différentes épaisseurs au cours d'essais de traction. La figure 1.15-a montre des éprouvettes après la rupture par traction avec une longueur de la partie utile $L = 1$ mm et différentes valeurs d'épaisseurs T . On peut voir que l'épaisseur de l'échantillon influence de manière critique le mode de rupture. Avec l'augmentation de l'épaisseur, le mode de rupture du cuivre passe du cisaillement à la traction. Les effets de l'épaisseur sur l'angle de rupture par cisaillement, angle entre la direction du plan de la rupture et l'axe de chargement sont tracés sur la figure 1.15-b à partir des observations MEB. Ils ont constaté que l'angle de la rupture par cisaillement augmente de 58° à 85° avec l'augmentation de l'épaisseur de 250 à $350 \mu\text{m}$, par la suite il reste inchangé avec l'augmentation de l'épaisseur jusqu'à une valeur de 2.1 mm. Ces résultats démontrent que les échantillons plus minces sont plus sensibles à la rupture par cisaillement .

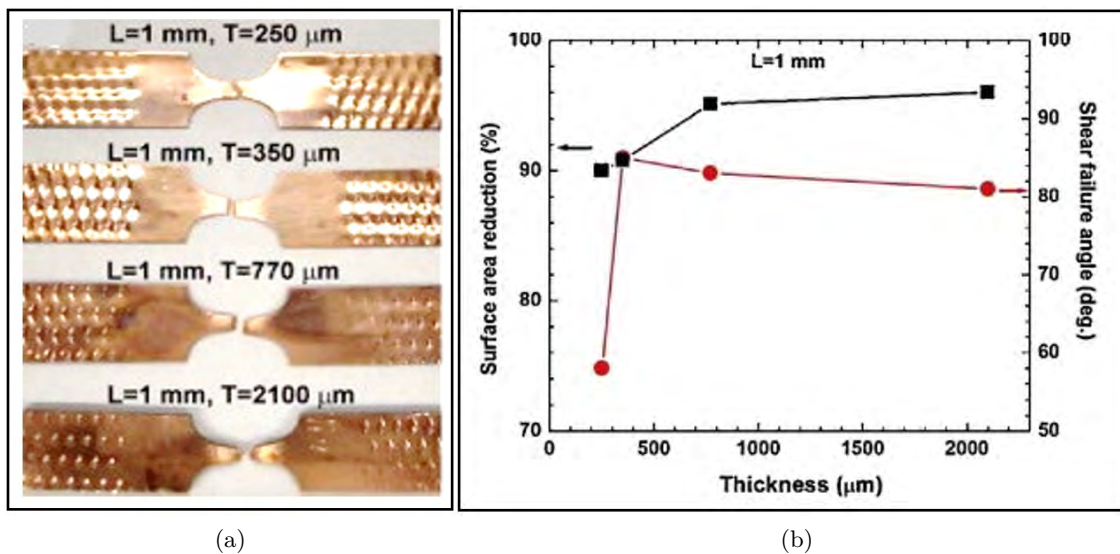


FIGURE 1.15 – (a) Éprouvettes après la rupture en traction avec $L = 1$ mm et différentes épaisseurs. (b) Effets de l'épaisseur sur la réduction de la surface de rupture et l'angle de rupture par cisaillement du Cu [37]

La figure 1.16 montre des micrographies de la striction dans la région de rupture de quatre éprouvettes de cuivre pur après un essai de traction uniaxiale mené par [38]. En fait, la striction n'est pas observée pour les tôles d'épaisseurs de 0.05 et 0.1 mm, ce qui est cohérent avec d'autres travaux de recherche dans ce domaine. En effet, une rupture prématurée sans striction diffuse a également été observée dans les essais de traction de tôles ultra fines en acier inoxydable [39].

Ils l'ont expliqué en se basant sur l'évolution de la rugosité de surface et de l'hétérogénéité des matériaux dans l'épaisseur.

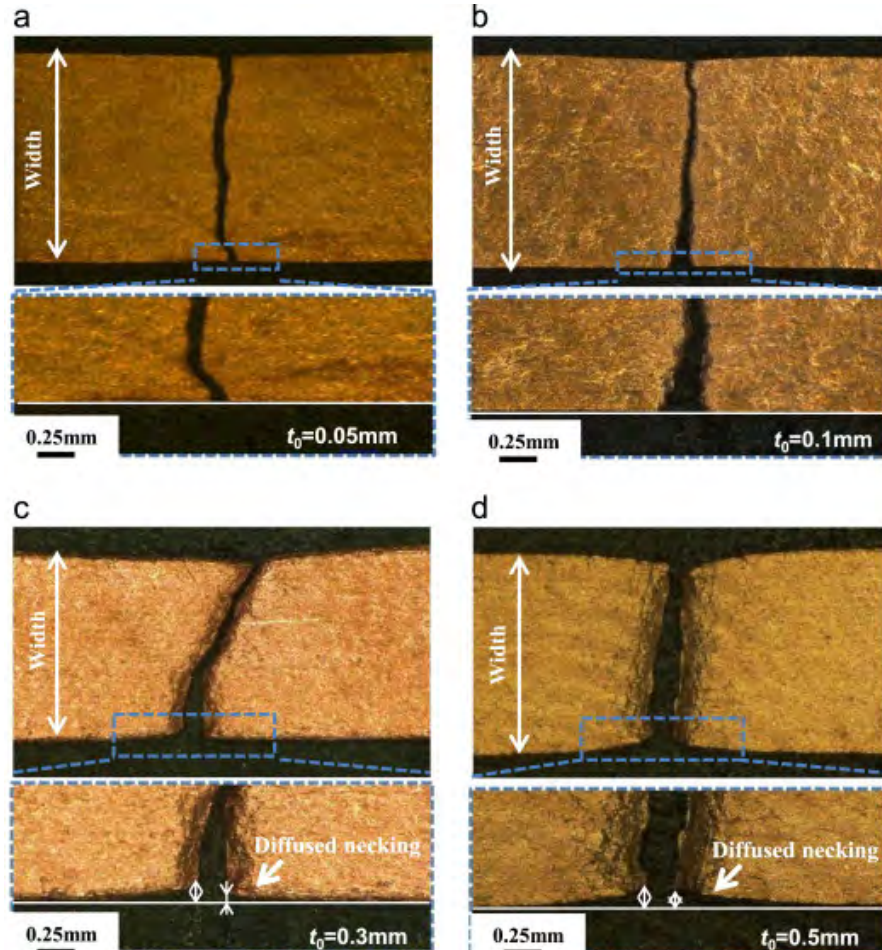


FIGURE 1.16 – Comportement de striction diffuse dans la région de la rupture après essai de traction uniaxiale : (a) $t = 0.05$ mm ; (b) $t = 0.1$ mm ; (c) $t = 0.3$ mm et (d) $t = 0.5$ mm. [38]

La figure 1.17 présente les morphologies de surface vue de dessus des échantillons fracturés après des essais de traction [4]. Sur la figure, RD et TD désignent respectivement les directions de laminage et transverse. Ils ont constaté que le nombre des cupules sur la surface de la rupture diminuent avec le ratio t/d car les vides ont tendance à nucléer au niveau des joints de grains ou des inclusions. Lorsqu'il n'y a que quelques grains dans l'épaisseur, la part des joints de grains est réduite [28] [10], et ainsi la formation de vides a rarement lieu dans la déformation plastique des micros pièces.

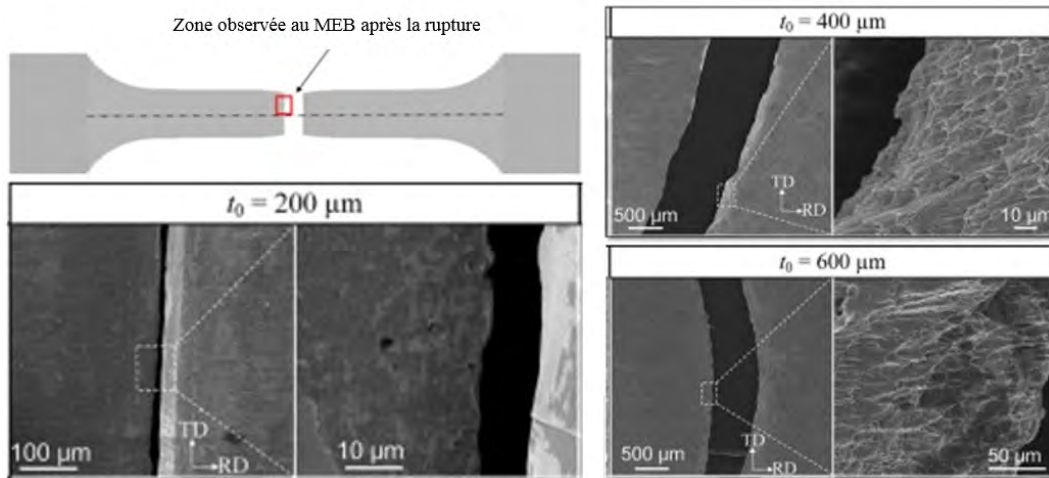


FIGURE 1.17 – Observations au microscope électronique à balayage de la microstructure de la surface de la rupture en vue de dessus des échantillons après des essais de traction [4]

En général, une éprouvette continue à s'allonger de manière uniforme dans les états de traction uniaxiale jusqu'à atteindre la contrainte de traction maximale qu'elle peut supporter. Si l'éprouvette est allongée au-delà de sa résistance ultime, une striction diffuse commence. Lorsqu'une striction diffuse se produit, de petites porosités commencent à nucléer dans la région de la striction diffuse. Après cela, la contrainte diminue encore et les porosités augmentent et la rupture se produit. Dans le cas des tôles ultra fines les porosités sont négligables, ce qui équivaut à limiter l'allongement uniforme. La striction diffuse ne se produit pas parce que le rétrécissement local se produit à un stade précoce en raison de la rugosité de la surface libre [3], [40].

1.3 Problèmes de mise en forme des tôles ultra fines

1.3.1 Retour élastique

Le retour élastique peut être brièvement défini comme un changement dimensionnel généré dans une pièce au cours de sa mise en forme, qui se produit en raison du nouvel état d'équilibre après le retrait des outils. Par conséquent, sa grandeur dépend de manière significative des contraintes résiduelles dans la pièce à la fin de la mise en forme [41]. Ce phénomène provoque des écarts dimensionnels. La prévision du retour élastique est très importante du point de vue économique [42]. Il est à noter que le retour élastique se produit non seulement dans des tôles ou des plaques plates, mais également dans des tiges, des fils et des barres de toute section. Par conséquent, la pièce après retour élastique peut ne pas être dans les limites de tolérance, ce qui empêche de convenir à l'application pour laquelle elle a été conçue.

Afin de caractériser le retour élastique des formes en U qui sont très sensibles à ce phénomène, on considère généralement l'évolution des sections sous la forme de problèmes 2D [43]. Plusieurs études ont été menées sur le changement de forme après retour élastique, dans lesquelles deux angles d'ouverture du profil 2D sont introduites; angle du rayon de poinçon θ_1 et l'angle du rayon de la matrice θ_2 . En plus des angles d'ouverture θ_1 et θ_2 il est intéressant d'ajouter le rayon de courbure de la paroi latérale ρ afin d'étudier le retour élastique avec plus de précision.

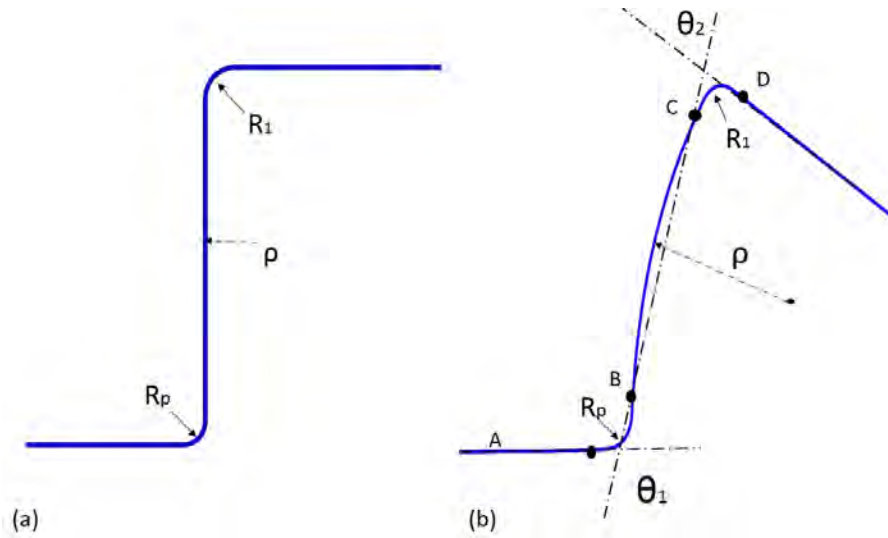


FIGURE 1.18 – Représentation des paramètres de caractérisation du retour élastique, des différentes zones et de la forme de l'éprouvette : (a) Avant le retour élastique, (b) Après le retour élastique

Les résultats de l'angle de retour élastique expérimental pour différentes valeurs d'épaisseurs et des tailles de grain des tôles en cuivre pur issues d'un essai de micro pliage en V [10], sont présentés sur la figure 1.19. On observe que l'angle de retour élastique diminue avec l'augmentation de l'épaisseur pour les éprouvettes dont la taille de grains est similaire. Lors d'un essai de pliage, une tôle peut être divisée en une surface externe et interne autour de la surface moyenne. Les surfaces externe et interne sont respectivement soumises à des déformations de traction et de compression [44], la déformation maximale de traction ou de compression augmente avec l'épaisseur dont les distances entre les surfaces externe et interne augmentent. Ainsi, la proportion élastique par rapport à la déformation globale diminue avec l'augmentation de l'épaisseur, ce qui conduit à la plus faible retour élastique. D'autre part, l'angle de retour élastique diminue avec l'augmentation de la taille de grains pour la même épaisseur (Fig. 1.19).

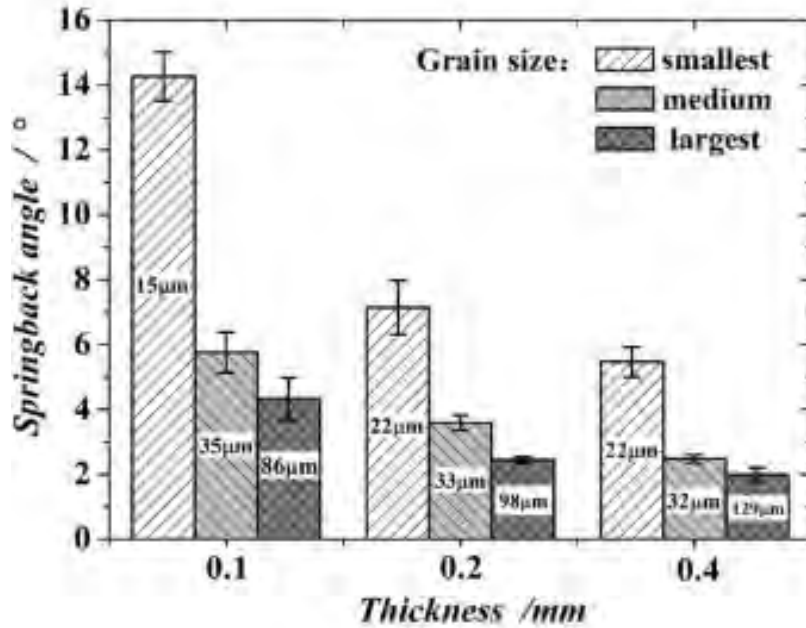


FIGURE 1.19 – Effet de l'épaisseur et la taille des grains sur l'angle de retour élastique des éprouvettes en cuivre obtenues par un essai de micro pliage en V [10]

Dans le même contexte, Li et al. [45] ont étudié le comportement élastique de tôles d'aluminium pur avec différentes épaisseurs allant de 25 à 500 μm à partir d'essais de micro pliage pour analyser l'effet de taille. Une augmentation significative de l'angle de retour élastique avec la réduction de l'épaisseur de la tôle a été observée. De plus, des essais de pliage en U réalisés par Wang et al. [46] pour étudier l'influence de l'épaisseur et de la taille de grains sur le retour élastique, ont permis de confirmer cette conclusion de l'augmentation du retour élastique avec la réduction de l'épaisseur.

Avec la diminution du ratio t/d , les grains de surface prennent une plus grande proportion, conduisant à un effet de taille plus important. La figure 1.20 illustre l'influence du rapport t/d sur le retour élastique des tôles en cuivre.

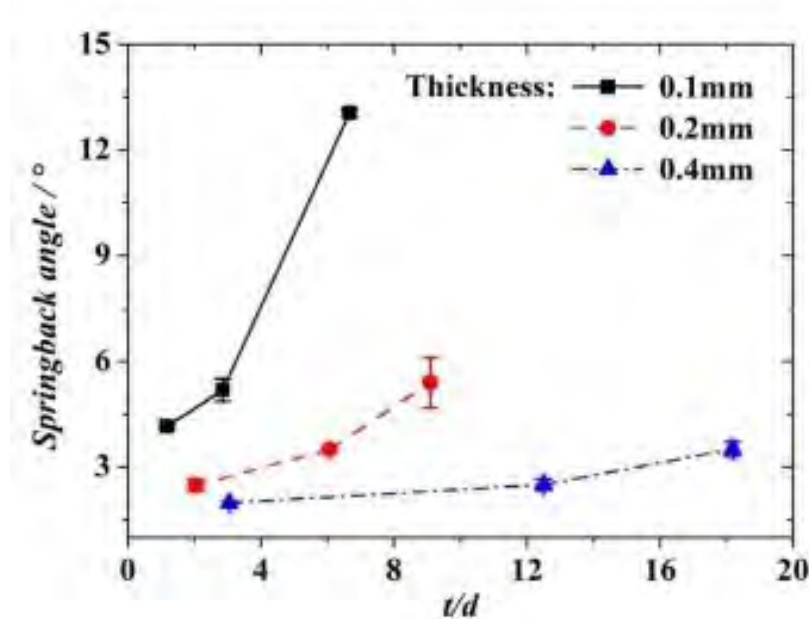


FIGURE 1.20 – Effet du nombre de grains dans l'épaisseur (t/d) sur l'angle de retour élastique des éprouvettes en cuivre obtenues par un essai de micro pliage en V [10]

On peut constater que l'angle de retour élastique augmente avec t/d pour les éprouvettes de mêmes épaisseurs. En effet, la limite d'élasticité de l'échantillon diminue avec la diminution du rapport t/d en raison de la proportion croissante de grains de surface [47]. En conséquence, le comportement de retour élastique devient moins évident puisque la déformation élastique est faible [48]. Ainsi, l'angle du retour élastique diminue avec l'augmentation de la taille des grains et la réduction du ratio t/d .

1.3.2 L'anisotropie

Lorsque la taille d'une pièce passe de l'échelle macroscopique à l'échelle microscopique, l'anisotropie du matériau est affectée par un effet d'échelle, qui à son tour affecte la formabilité de la tôle métallique [49]. En effet, comme il y a peu de grains participant à la déformation de la tôle métallique, la réponse mécanique de chaque grain individuel affecte de manière intensive le comportement, ce qui conduit à une forte anisotropie dans les procédés de micro formage.

Irthia et al. [50] ont observé que le comportement anisotrope joue un rôle essentiel dans le micro formage des tôles en acier et ils ont constaté que l'amincissement maximal se produit sur la paroi latérale des godets cylindriques dans la direction transverse. Wang et al. [51] ont étudié le comportement mécanique des tôles en cuivre d'épaisseur 0.05 mm et ils ont souligné que l'anisotropie et la distribution non uniforme des grains dans la microstructure conduisent à un écoulement du matériau irrégulier et à une distribution irrégulière de l'épaisseur. Zhang et al.

[52] ont caractérisé les cornes apparentes sur le bord d'un godet à différentes tailles de grains en micro emboutissage profond. Ils ont montré que les pièces avec une taille de grains plus petite, le bord des godets est plus lisse, tandis que pour les godets avec une taille de grains plus grande, le bord est très irrégulier, et les cornes sont très prononcés.

La figure 1.21 représente les variations du rapport de traction (rapport de la limite d'élasticité à la résistance à la traction) sous différentes tailles des grains et orientations par rapport à la direction de laminage [49]. Ils ont noté que pour une tôle d'épaisseur de 200 μm , le rapport d'élasticité à la traction est le plus élevé dans la direction de laminage (RD), tandis que la valeur la plus élevée est enregistrée dans la direction transverse (TD) pour la tôle d'une épaisseur de 20 μm . L'anisotropie du matériau peut aussi être évaluée par la valeur de l'indice d'anisotropie plane, IR (Eq.1.2), qui est défini par le taux de cornes observées après l'emboutissage [53].

$$IR = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} H_i - \sum_{i=1}^{i=n} h_i}{nH_m} \quad (1.2)$$

Avec

$$H_m = \frac{\sum_{i=1}^{i=n} H_i + \sum_{i=1}^{i=n} h_i}{2n} \quad (1.3)$$

n est le nombre de cornes, H_i la hauteur de la corne i et h_i la hauteur d'un creux entre deux cornes.

Lorsque l'épaisseur est maintenue constante, l'IR passe d'une valeur stable pour une épaisseur de 200 μm à une sensibilité apparente à la taille de grain pour une épaisseur de 20 μm avec une taille de grain croissante.

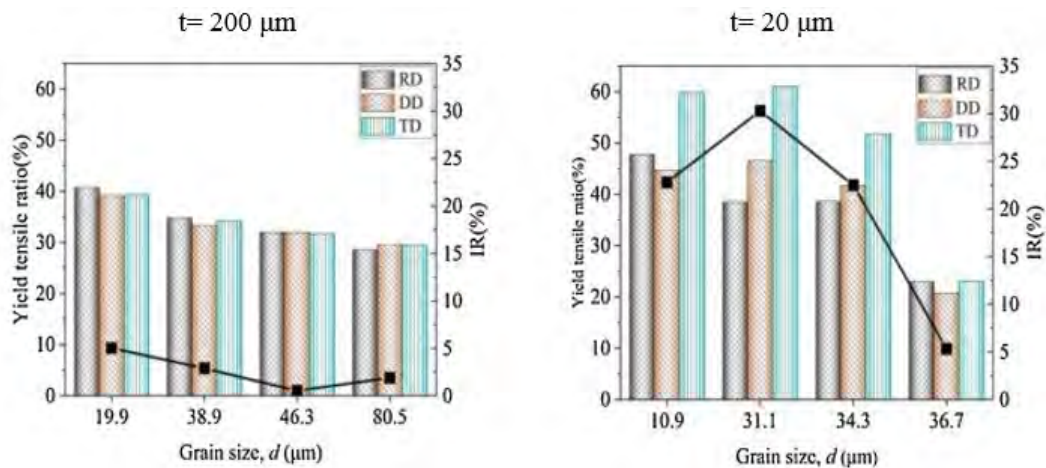


FIGURE 1.21 – Variation du comportement mécanique en fonction de l'orientation dans le plan d'une tôle ultra-fine en acier inoxydable SUS304 [49]

En conclusion, pour des tôles de faible épaisseur, l'anisotropie est étroitement liée à l'influence interactive de l'épaisseur de la tôle et de la taille des grains. Le paramètre de Lankford r dans les trois directions et les coefficients d'anisotropie normale et d'anisotropie plane sont réduits avec la diminution de l'épaisseur de la tôle et l'augmentation de la taille des grains. La tôle ultra-fine montre une forte anisotropie lorsque la taille des grains est comparable à l'épaisseur de la feuille en raison de la réponse dominante des grains individuels [5].

1.3.3 Sensibilité aux changements de trajets de déformation

Dans les outils à suivre, la fabrication des pièces complexes nécessite généralement la réalisation en plusieurs passes ce qui conduit à des trajets de déformation complexes. Par exemple, lors de l'emboutissage, le matériau subit des trajets de déformation par pliage et dépliage successifs sur le rayon de la matrice [54]. Les changements importants du chemin de déformation se produisent dans le rayon de la matrice, allant de la compression uniaxiale à la déformation plane. Schmitt et al. [55] ont proposé un paramètre Θ pour quantifier l'intensité de ces changements de trajet de déformation. Ce paramètre est défini comme le cosinus de l'angle dans l'espace des déformations entre les tenseurs de vitesse des déformations pendant la pré-déformation D_1^p et le chemin de déformation suivant D_2^p . Le paramètre Θ est donné par l'équation 1.4

$$\Theta = \frac{D_1^p : D_2^p}{\|D_1^p\| \cdot \|D_2^p\|} \quad (1.4)$$

$\Theta = 1$ dans le cas d'un chargement monotone. Dans ce cas les mécanismes d'écroutissage sont les mêmes pendant la pré-déformation et la déformation ultérieure, et d'un point de vue microstructural, un changement de trajet de déformation monotone correspond à l'activation des mêmes systèmes de glissement dans le même sens avant et après la recharge. $\Theta = -1$ correspond à un chargement de type Bauschinger qui est caractérisé par une baisse transitoire de la limite d'élasticité par rapport à celle atteinte à la fin de la pré-déformation, qui est principalement due au mouvement de dislocations moins stables. Les changements de trajet de déformation de type Bauschinger correspondent à l'activation des mêmes systèmes de glissement dans des sens opposés. Et $\Theta = 0$ pour le changement de chemin de déformation orthogonal [56]. Dans ce cas certains systèmes de glissement activés lors de la déformation précédente deviennent latents et de nouveaux systèmes de glissement sont activés. La plus forte augmentation de la contrainte lors de la recharge est observée lorsque $\Theta = 0$ en raison de l'activation de nouveaux systèmes de glissement lors du deuxième mode de déformation [57]. La modélisation de la réponse plastique après des changements de trajet de déformation, en particulier après des grandes pré-déformations, nécessite de décrire les structures de dislocation à l'intérieur des grains [58].

1.4 Caractérisation expérimentale et numérique de la formabilité des tôles ultra fines

1.4.1 Courbes limites de formage

L'optimisation des procédés de mise en forme de tôles nécessite une très bonne connaissance de la capacité de formage des matériaux [59]. 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 rupture macroscopique, ou bien sous forme de striction localisée. Les Courbes Limites de Formage (CLF) sont souvent utilisées pour caractériser cette aptitude. Par définition, les CLF sont déterminées à partir de trajets de déformation, dans le plan des déformations principales de la tôle. Cette courbe est une frontière séparant deux domaines, le premier situé sous la courbe et correspond à la réussite et le second domaine située au dessus la courbe et correspond à l'échec en emboutissage [60]. La CLF doit couvrir tout le domaine de déformation spécifique aux procédés de mise en forme de la tôle. En général, les combinaisons de déformations s'étendent entre les déformations uniaxiales et équi-biaxiales. La partie gauche de la CLF représente la plage traction-compression obtenue par des éprouvettes de faible largeur. En utilisant des éprouvettes relativement larges, il est également possible d'atteindre la zone d'expansion présentée par la région positive (branche droite de la CLF).

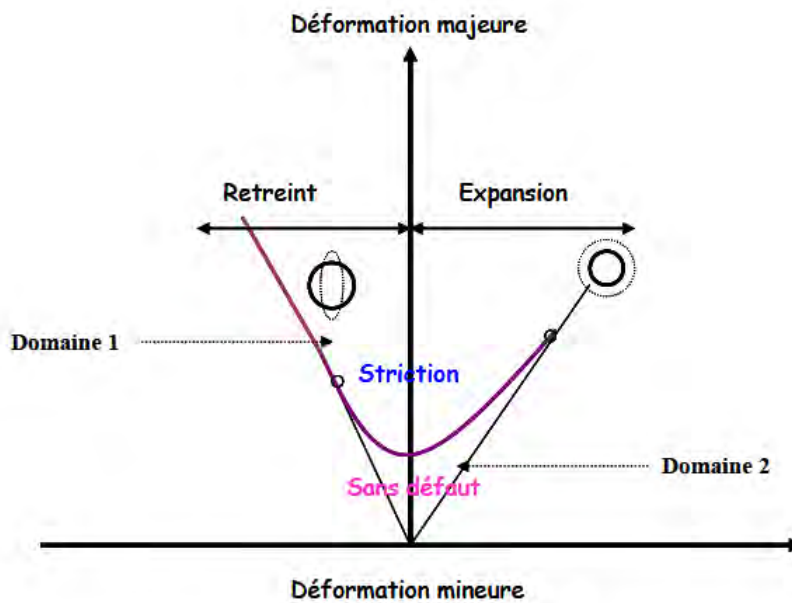


FIGURE 1.22 – Notion de courbe limite de formage [60]

Expérimentalement, les courbes limites de formage sont obtenues à partir d'essais mécaniques

dont les plus couramment utilisés sont ceux proposés par Nakazima et al. [61] ou par Marciniak et Kuczynski [62]. De tels essais peuvent être utilisés pour générer la CLF de la tôle en mesurant les déformations limites, qui sont définies par les déformations majeures et mineures associées au début de la striction le long d'un chemin de déformation donné [63].

Essai Nakazima

Le test de Nakazima est une méthode couramment utilisée pour mesurer expérimentalement la courbe limite de formage (CLF) d'une tôle [64]. L'outillage de ce procédé est composé d'une matrice circulaire, d'un serre flan et d'un poinçon hémisphérique (Fig.1.23-a). Les flans bloqués entre la matrice et le serre-flan sont déformés jusqu'à la rupture. Les différents trajets de déformation compris entre l'expansion biaxiale et la traction uniaxiale sont obtenus en faisant varier la largeur des éprouvettes comme illustré sur la figure 1.23-b.

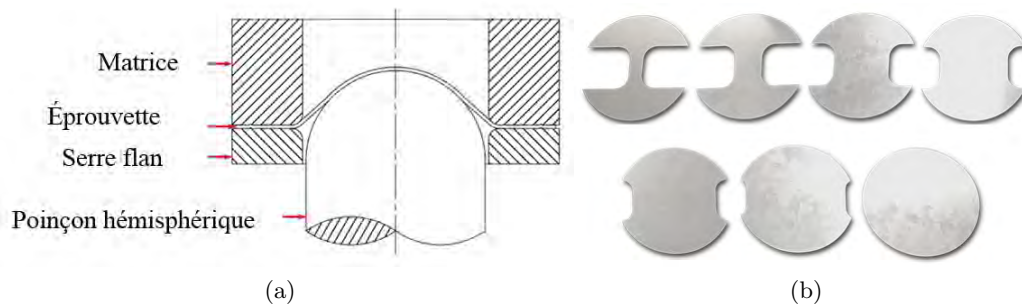


FIGURE 1.23 – Schéma illustrant l'essai Nakazima ; (a) Géométrie des outils utilisés, (b) configurations des éprouvettes correspondant aux différents trajets de déformation

Cependant, le frottement au niveau de l'interface de l'éprouvette en contact direct avec le poinçon a un effet non négligeable sur la condition d'apparition de la striction. Pour limiter cet effet, une lubrification suffisamment bonne est nécessaire.

Par rapport aux autres essais d'emboutissabilité, les tests de Nakazima sont souvent préférés en pratique en raison de leur relative simplicité comparés aux essais Marciniak qui nécessitent l'utilisation d'un contre flan (rondelles) pour déformer les éprouvettes et nécessitent souvent des adaptations expérimentales pour sélectionner le matériau du contre flan, la taille des trous et l'épaisseur [65]).

Essai Marciniak

Le test Marciniak est un essai d'emboutissabilité qui permet aussi de déformer une éprouvette jusqu'à la rupture [66]. L'outillage est composé d'une matrice fixe, d'un serre flan et d'un poinçon cylindrique avec un fond plat avec une ébauche de support ou une rondelle avec un trou central

localisé entre le flan et le poinçon (Fig. 1.24-a). Cette condition localise la rupture de l'éprouvette dans sa zone centrale. Au fur et à mesure que le poinçon monte, les deux matériaux (flan et contre flan) s'écoulent vers l'extérieur. Dans cet essai, le lubrifiant est appliqué uniquement entre le poinçon et la rondelle, mais pas entre la rondelle et l'éprouvette. Par conséquent, l'écoulement vers l'extérieur de la rondelle produit une force de frottement supplémentaire sur la tôle, ce qui conduit à une localisation de déformation et à une rupture dans la région centrale de l'éprouvette. La zone en retrait dans la partie centrale du poinçon aide à minimiser le frottement entre le poinçon et la rondelle [67]. Dans cet essai, pour bien mener les essais, la rondelle doit présenter une aptitude au formage plus élevée que l'éprouvette.

Diverses conditions de déformation (traction uniaxiale, traction plane et de traction biaxiale) peuvent être obtenues en utilisant différentes largeurs d'éprouvettes allant du disque complet à une bande (Fig.1.24-b), comme dans l'essai de Nakazima.

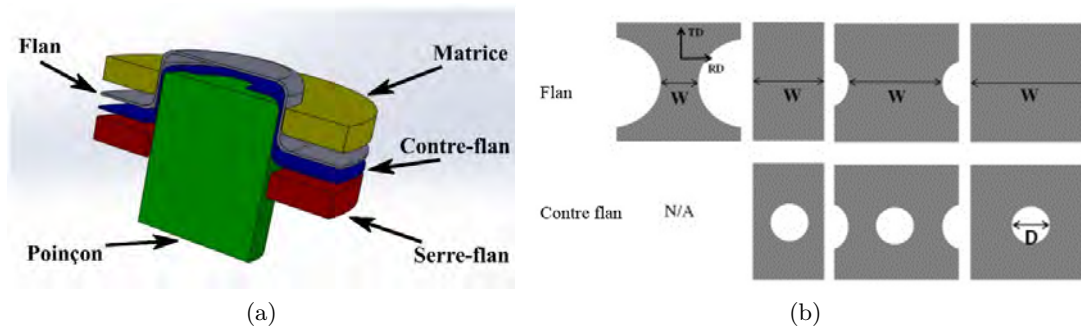


FIGURE 1.24 – Schéma illustrant l'essai de Marciniak; (a) Géométrie des outils utilisés, (b) configurations des flans et des contre flans correspondant aux différents trajets de déformation

L'avantage de cet essai est qu'il n'introduit pas de courbure supplémentaire (poinçon plat), et l'absence de contact direct entre le flan et le poinçon dans la zone critique permet d'avoir une mesure de déformation intrinsèque au matériau étudié. Cependant, la complexité du contrôle de l'emplacement de la rupture à cause du contre flan pose un problème et limite l'utilisation de cet essai [68].

Autres essais d'emboutissage

Il existe plusieurs autres de tests qui permettent de caractériser la formabilité d'un matériau, avec chacun leurs avantages et leurs inconvénients. On peut citer par exemple le test de gonflement hydraulique qui consiste à déformer des flans sous l'action d'une pression hydraulique à travers des matrices circulaires. Cet essai permet de supprimer les effets de frottement par contre il ne permet de caractériser la tôle que dans le domaine d'expansion. L'essai de traction peut produire différents modes de déformation en traction simple et en traction large c'est-à-dire dans

une région limitée. Nous avons opté pour la méthode Nakazima car elle possède de nombreux avantages qui facilitent l'obtention des CLF expérimentales.

1.4.2 Simulation numérique du micro formage

L'aptitude des tôles à la mise en forme et la détermination des caractéristiques mécaniques du matériau peuvent être envisagées aujourd'hui sans recourir aux essais classiques, grâce aux outils de calcul et de simulation. La simulation numérique, permet actuellement de visualiser virtuellement le comportement du matériau étudié et entreprendre des analyses quasi quantitatives sur des modèles représentatifs de pièces réelles. Le développement de ces méthodes a favorisé l'utilisation de logiciels permettant la simulation des essais, pouvant se substituer entièrement ou en partie à des expérimentations coûteuses. Ces méthodes permettent d'éliminer la mise au point de prototypes, d'où un gain de temps et de coût. Quel que soit le programme de calcul utilisé, la simulation numérique se réalise en trois phases : la génération du fichier de données, le lancement du calcul et l'exploitation des résultats.

Détermination théorique des courbes limites de formage (CLF)

Les développements récents se sont concentrés sur l'utilisation d'outils numériques pour prédire les limites de formabilité des tôles. Ceci est réalisé en modélisant les tests expérimentaux représentant les différents chemins de déformation à partir de modèles par éléments finis. De nombreuses approches numériques pour prédire les limites de formabilité ont été rapportées dans la littérature. Swift [69] a suggéré la détermination des déformations limites associées aux déformations biaxiales en utilisant un critère de striction diffuse. Selon le critère de Swift, on suppose qu'il y a striction quand les composantes de la force suivant les axes principaux de contraintes passent en même temps par un maximum. En se reposant sur la loi d'Hollomon, on peut déterminer la déformation majeure lors de la striction diffuse. Hill [70] a développé un autre modèle pour la détermination théorique des déformations limites sous déformations planaires en adoptant l'hypothèse que la localisation des déformations. Ce critère est basé sur des données expérimentales des tôles en traction, il permet de déterminer la courbe limite de formabilité dans le domaine de retreint alors qu'avec le modèle de Swift (critère de striction diffuse), on obtient la courbe dans le domaine d'expansion et de retreint. Le modèle de Swift a ensuite été étendu par Hora sous la forme du critère de force maximale modifié CFMM [71]. Ce modèle offre une alternative simple qui ne nécessite aucun paramètre d'étalonnage. Le modèle CFMM est basé sur la solution de striction diffuse de Swift [69] avec un terme supplémentaire pour tenir compte de la contribution l'écrouissage du matériau. La courbe limite de formabilité est prédite à partir du modèle constitutif et aucune donnée de CLF expérimentale n'est requise. Le modèle de Marciniak-Kuczynski (MK) [72] est une autre méthode théorique pour prédire les limites de formabilité de la tôle qui sont établies en supposant que la localisation des déformations est

initiée par une non-homogénéité d'épaisseur préexistante dans la tôle métallique. Une rainure perpendiculaire à la direction de contrainte principale est introduite pour simuler l'imperfection d'épaisseur de la tôle. La théorie de l'instabilité MK est largement utilisée et adoptée pour calculer la limite de formage sous différents chemins de chargement. Dans le modèle MK, le modèle constitutif est un facteur clé pour affecter la précision de prédiction des CLF. En effet, ce modèle a été enrichi de nouvelles équations constitutives et de modèles polycristallins, également combinés avec des modèles d'endommagement ductile. En outre, le modèle MK a été étendu pour prendre en compte de nouveaux paramètres de matériau et de processus, des conditions de contraintes non planes et des chemins de déformation non linéaires.

Des exemples d'une telle approche les travaux qui ont couplé les résultats numériques prédits avec des critères de rupture pour prédire les limites de formage [73] [74] [75], et d'autres ont utilisé la deuxième dérivée de la déformation majeure numériquement prédite (appelée accélération de déformation) pour déterminer la limite de formabilité [76].

Abovyan et al [77] ont déterminé la CLF numérique des tôles d'alliage d'aluminium dans des conditions de formage isotherme en se reposant sur une méthodologie basée sur l'observation des déformations prédites dans deux éléments adjacents dans la zone de rupture pour déterminer la limite de formage (les points de la CLF) . La figure 1.25 montre les CLF prédites et expérimentale pour l'AA5182-O. Les deux courbes montrent que le critère peut prédire le CLF pour le matériau dans un écart acceptable par rapport à la CLF déterminée expérimentalement.

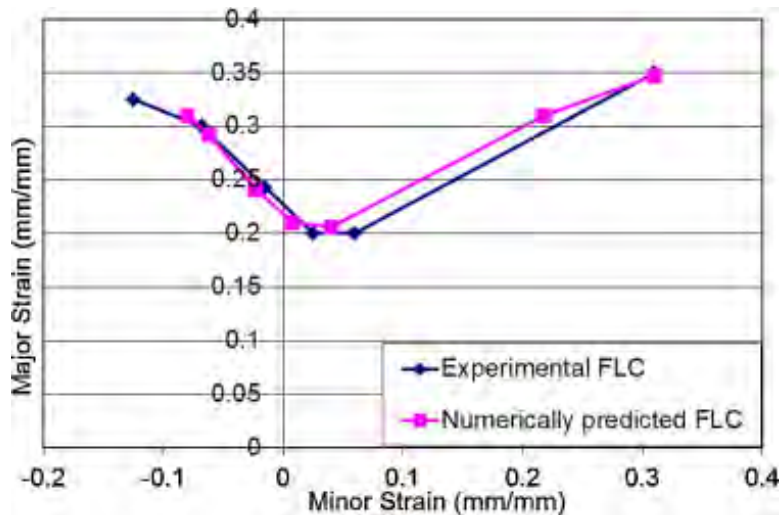


FIGURE 1.25 – comparaison entre la CLF pour AA5182-O numériquement prédite et la CLF expérimentale [77]

Ma et al. [78] ont simulé l'essai de Nakazima à chaud et ils ont déterminé numériquement les déformations limites des aciers à haute résistance en utilisant le critère de force maximale. La figure 1.26 montre la comparaison entre les résultats du modèle, de l'expérience et de la

simulation proposée. Les déformations limites obtenues à partir du modèle proposé concordent bien avec les données expérimentales.

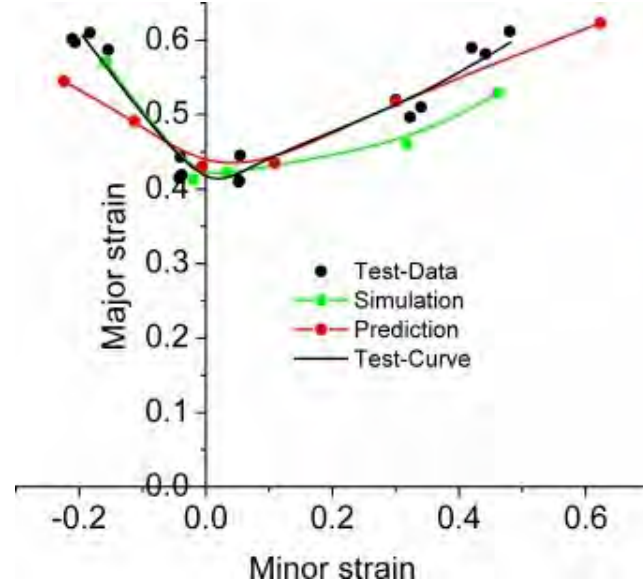


FIGURE 1.26 – Comparaison entre les résultats prédites et expérimentales

Leotoing et al [79] ont utilisé une éprouvette cruciforme pour identifier la CLF numérique d'une tôle en alliage d'aluminium AA5086 (4 mm). La comparaison entre les CLF expérimentales et numériques est illustrée sur la figure 1.27.

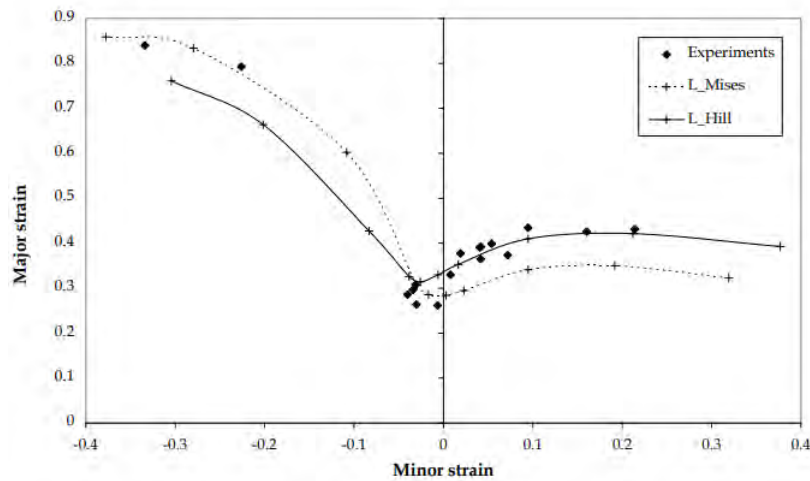


FIGURE 1.27 – Comparaison entre les CLF expérimentales et numériques [79]

La corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est très bonne pour le côté droit de la CLF, en particulier pour le critère Hill48. Ils ont conclu que la prise en compte d'un

critère de plasticité anisotrope améliore considérablement la précision des prévisions numériques. Généralement, la comparaison a montré que les CLF expérimentales et numériques sont en bonne cohérence.

1.5 Conclusion

Ce chapitre bibliographique présente d'une part, trois procédés de formage qui font régulièrement partie du micro formage progressif pour la fabrication de micro pièces à partir des tôles ultra fines, à savoir le procédé d'emboutissage, d'emboutissage inverse et du pliage en U. Les paramètres influant sur le bon fonctionnement de ces procédés sont analysés.

D'autre part, une définition de la notion tôles ultra fines ainsi que la dépendance des propriétés mécaniques en fonction de l'épaisseur sont présentées. En effet, quand il ne reste que quelques grains dans l'épaisseur, la réponse mécanique globale sera fortement influencée par l'orientation des grains restants. Il en résultera une augmentation de la dispersion sur les paramètres de fabrication comme les forces appliquées et les formes géométriques, ou encore le comportement à la rupture. Des difficultés de mise en forme qui sont liées à la réduction de l'épaisseur des tôles tels que le frottement, le retour élastique et la ductilité sont présentées.

Pour caractériser la formabilité des tôles ultra fines, la notion des courbes limites de formage (CLF) est introduite pour quantifier la formabilité d'un matériau. Le principe de caractérisation expérimentale des CLF repose sur la détection de la déformation associée à la striction localisée. Il existe dans la littérature une variété importante de méthodes permettant de déterminer les courbes limites de formage.

Dans ce sens, le prochain chapitre sera consacré à l'étude de la formabilité des tôles ultra fines en cuivre. On s'intéressera particulièrement à la détermination des CLF expérimentales et numériques. Par la suite une procédure de compensation des effets inhérents à la méthode expérimentale sera introduite.

CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX ET MODÉLISATION DU COMPORTEMENT MÉCANIQUE

Dans ces travaux, deux matériaux ont été étudiés. Le cuivre pur (Cu) et l’alliage de cuivre (CuBe2) sont largement utilisés sous forme de tôles ultra fines dans l’industrie de micro formage. Ce chapitre porte sur la caractérisation microstructurale et mécanique de ces deux matériaux. Par la suite l’accent est mis sur la loi de comportement et l’identification des critères de rupture utilisés dans les simulations numériques.

2.1 Caractérisation microstructurale

2.1.1 Le cuivre pur Cu

Il s’agit d’un cuivre pur à 99,9% selon le fournisseur Goodfellow, dont les tôles sont laminées à froid avec une épaisseur de 0.1 mm. Des informations quantitatives sur la microstructure sont obtenues par recours à la technique d’analyse par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) dans les sections parallèle à la direction de laminage et à la direction transversale, avec un microscope électronique à balayage de canon à électrons de champ 7001 de Jeol (JEOL Ltd., Tokyo, Japon) équipé d’une caméra CCD Oxford EBSD. Les données EBSD ont été post-traitées avec le logiciel Channel 5 d’Oxford. Les zones numérisées sont de dimensions $320 \times 240 \mu\text{m}^2$ et la taille de pas était réglée sur $0.3 \mu\text{m}$. La texture est faiblement marquée, comme le montre la figure 2.1. La taille de grain moyenne est de $10 \mu\text{m}$ avec un maximum de $40 \mu\text{m}$. La dispersion sur la taille de grains est faible avec une moyenne de 10 grains dans l’épaisseur.

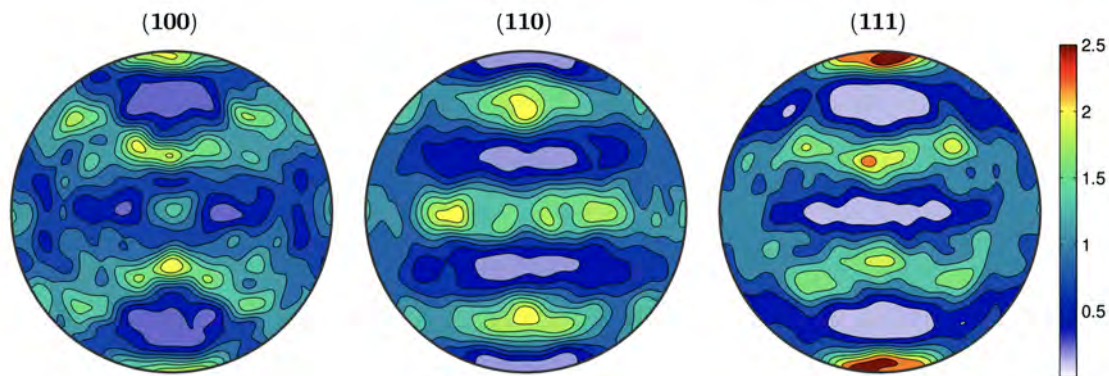


FIGURE 2.1 – Figure de pôle du cuivre pur Cu 99,9%. Les orientations cristallographiques sont indiquées au-dessus des figures

2.1.2 L’alliage de cuivre CuBe2

L’alliage de cuivre CuBe2 est connu par ses excellentes caractéristiques mécaniques associées à une bonne conductibilité électrique et thermique, ainsi de bonne résistance à l’usure et à la plupart des milieux corrosifs.

La tôle laminée à froid a une épaisseur de 0.1 mm après laminage, dont la composition chimique est donnée dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 – Composition chimique en pourcentage massique de CuBe2

Cu	Be	Co	Ni	Fe
97	1.8 - 2	0.3	0.15	0.15

Des informations quantitatives sur la microstructure ont également été obtenues à partir des scans EBSD. La microstructure a été caractérisée dans les sections transversales et parallèle à la direction de laminage. Aucun gradient de microstructure sensible n'a été observé et les grains ont été considérés comme équiaxes. Une figure de pôle de la microstructure est représentée sur la figure 2.2.

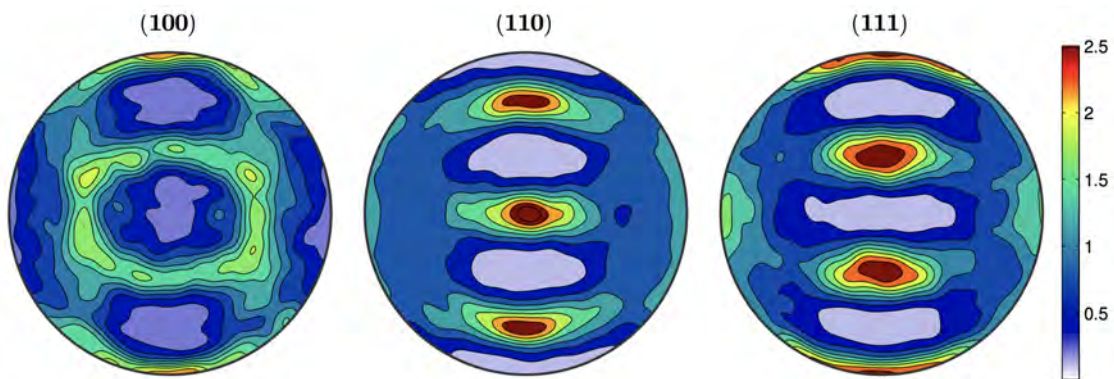


FIGURE 2.2 – Figure de pôle de l'alliage cuivre-béryllium CuBe2. Les directions sont indiquées au-dessus des figures

La taille moyenne des grains mesurée expérimentalement était d'environ $4 \mu\text{m}$. Bien que la taille de grain maximale soit d'environ $50 \mu\text{m}$, une faible dispersion a été observée et la taille de grain était assez homogène conduisant à une moyenne de 25 grains dans l'épaisseur.

2.2 Caractérisation mécanique

2.2.1 Essai de traction

Des essais de traction uniaxiale ont été réalisés avec une machine d'essai universelle Instron 5969 équipée d'une cellule de force de 50 kN . Les différents essais ont été effectués sur des éprouvettes obtenues par électro-érosion et préparées selon la norme ISO 6892-1 dont la géométrie est présentée sur la Figure 2.3-a. Avant le test, une pré charge moyenne de 80 N a été appliquée afin

d'aplatir l'échantillon. Les tests ont été réalisés à température ambiante et contrôlés en déplacement avec une vitesse de traverse de 3 mm/min . Dans cette étude, la sensibilité à la vitesse de déformation n'a pas été prise en compte. Chaque type de test a été réalisé au moins trois fois pour assurer une bonne reproductibilité des expériences. En raison de la très faible épaisseur des matériaux, la tête de l'éprouvette a été pliée deux fois pour assurer un serrage homogène et éviter le glissement sous les mors (Fig.2.3-b).

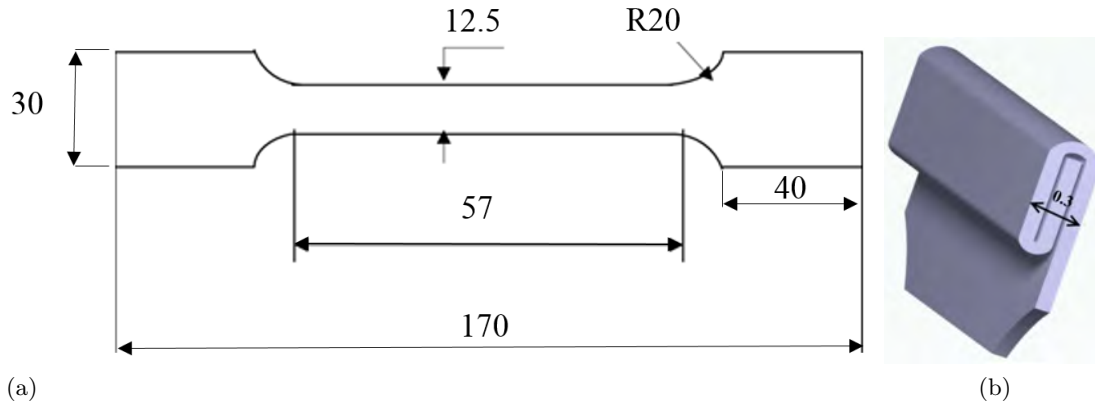


FIGURE 2.3 – (a) Éprouvette d'essai de traction uniaxiale, (b) pliage de la tête de l'éprouvette sous les mors

Le champ de déformation est mesuré à l'aide d'un dispositif de mesure optique 3D par corrélation d'images Aramis GOM. Ce système se compose de deux caméras qui enregistrent le déplacement d'un mouchetis aléatoire, noir et blanc, déposé sur la surface des éprouvettes. Pour caractériser le matériau étudié, on introduit des variables relatives au matériau à savoir la contrainte de Cauchy σ et la déformation de Cauchy ε . La contrainte σ est associée à la force F par la relation suivante :

$$\sigma = \frac{F}{S} \tag{2.1}$$

Avec S la section de l'éprouvette à chaque instant de l'essai que l'on peut déterminer en s'appuyant sur l'hypothèse de la conservation du volume ($S_0L_0 = SL$) avec S_0 , L_0 la section, la longueur initiale de l'éprouvette et L la longueur de l'éprouvette au cours de l'essai de traction, d'où $S = S_0 \exp(-\varepsilon_n)$ avec $\varepsilon_n = \frac{L - L_0}{L_0}$ représente la déformation nominale qui est à distinguer de la déformation de Cauchy. Les relations permettant de passer des grandeurs nominales aux grandeurs de Cauchy s'écrivent telle que :

$$\sigma = \sigma_n(1 + \varepsilon_n) \tag{2.2}$$

$$\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_n) \tag{2.3}$$

L'anisotropie du matériau étudiée est évalué à partir des coefficients de Lankford r , aussi appelé coefficient d'anisotropie plastique. Ce coefficient est représentatif du degré d'anisotropie plastique du matériau. Pratiquement, on le détermine par la pente de la courbe qui décrit l'évolution de la déformation plastique transversale par rapport à celle engendrée dans l'épaisseur au cours de l'essai de traction.

$$r = \frac{d\varepsilon_{22}^p}{d\varepsilon_{33}^p} \quad (2.4)$$

où ε_{22}^p et ε_{33}^p sont les déformations dans le sens de la largeur et de l'épaisseur. Un coefficient r important implique une tendance de la tôle à se déformer plastiquement en largeur plutôt qu'en épaisseur. Pour chaque orientation par rapport au sens de laminage, on peut déterminer un coefficient d'anisotropie correspondant tels que r_0 , r_{45} et r_{90} . Par la suite, on détermine ce qu'on appelle le coefficient d'anisotropie normale \bar{r} qui est la moyenne des valeurs r obtenues pour les différentes directions dans le plan de la tôle, il est donné par la relation suivante :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.5)$$

Lorsque cette moyenne est proche de 1, donc l'anisotropie normale est faible. On mesure également un coefficient d'anisotropie plane Δr donné par l'Eq.(2.6), qui est un indicateur de l'anisotropie plane

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.6)$$

Un matériau est isotrope dans le plan lorsque Δr est nulle, c'est-à-dire l'anisotropie est la même quelle que soit l'orientation.

2.2.2 Le Cu

La figure 2.4 présente les caractéristiques mécaniques des éprouvettes en Cu pur prélevées dans la direction de laminage (DL), la direction transverse (DT) et la direction diagonale (DD). Il convient de noter que la limite d'élasticité dans la DL est plus importante que les deux autres directions. Les caractéristiques mécaniques des éprouvettes dans la DD et DT sont très proches.

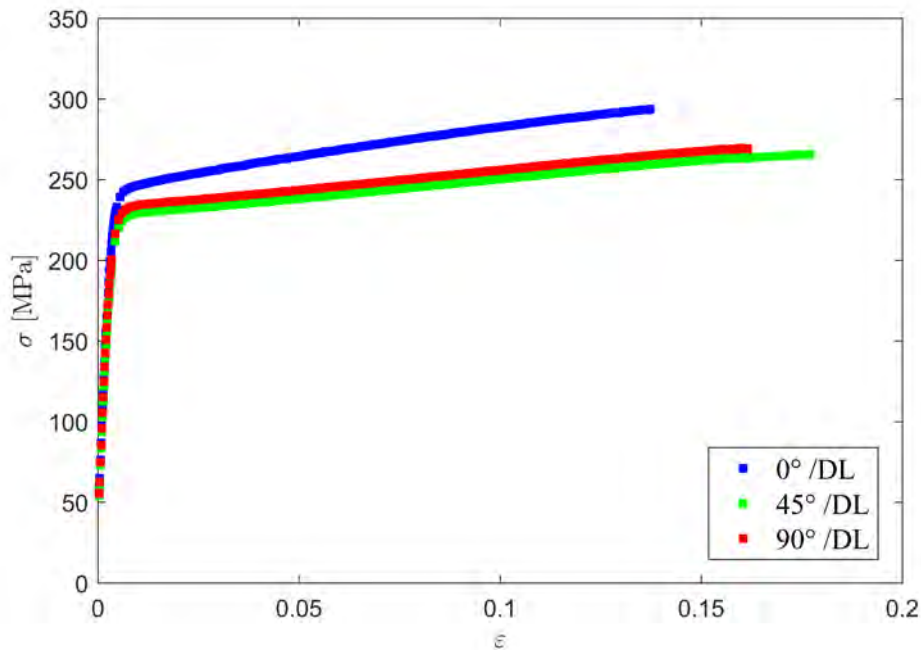


FIGURE 2.4 – Essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90 ° de la DL pour le cuivre pur

Les propriétés mécaniques du Cu pur sont regroupées dans le tableau 2.2. Le coefficient d'anisotropie normale est relativement important ($\bar{r} = 0.69$). Cependant, l'anisotropie planaire est très faible ($\Delta r = 0.08$)

Tableau 2.2 – Caractéristiques mécaniques du cuivre pur

	Re (MPa)	Rm (MPa)	\bar{r}	Δr	E (GPa)	ν
Cu	247	285	0.69	0.08	98	0.28

2.2.3 Le CuBe2

Pour le CuBe2, les caractéristiques mécaniques des éprouvettes prélevées dans la DL sont très proches de celle des éprouvettes dans la DT, alors que celles dans la DD sont légèrement plus faibles (figure 2.5).

Les coefficients d'anisotropie plastique ont été déterminés à partir de la mesure simultanée des déformations longitudinales et transversales des éprouvettes de traction ayant des orientations différentes par rapport à la direction de laminage, et de l'hypothèse d'une invariance du volume plastique.

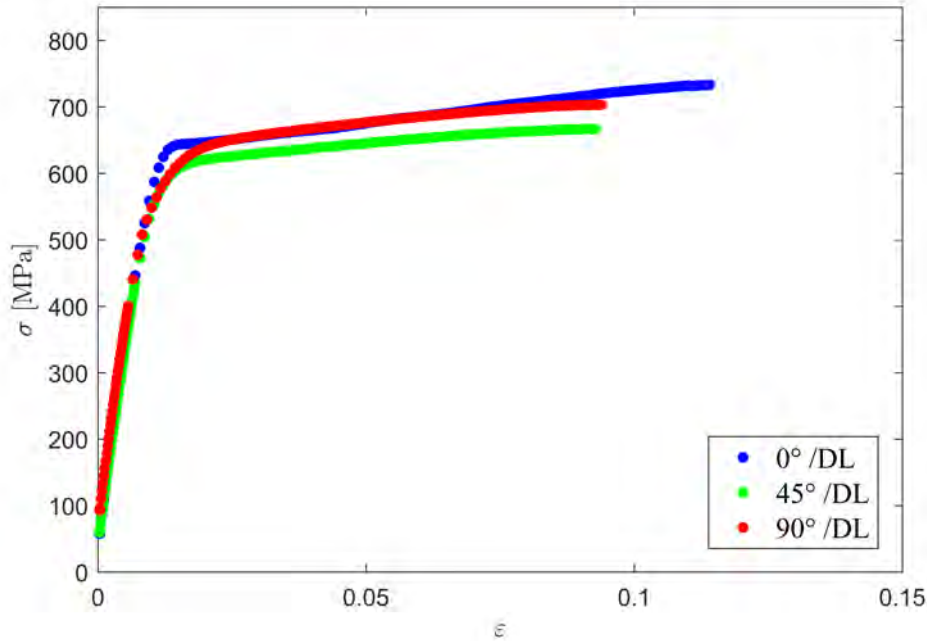


FIGURE 2.5 – Essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90 ° de la DL pour le CuBe2

Les propriétés mécaniques de l'alliage CuBe2 sont énumérées dans le tableau 2.3. Le coefficient d'anisotropie normale $\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ est proche de 1 ce qui montre une anisotropie de déformation faible. Ainsi l'anisotropie planaire $\Delta r = (r_0 - 2r_{45} + r_{90})/2$ est relativement importante.

Tableau 2.3 – Caractéristiques mécaniques du CuBe2

	Re (MPa)	Rm (MPa)	\bar{r}	Δr	E (GPa)	ν
CuBe2	643	712	0.92	0.28	124	0.28

2.3 Modélisation du comportement mécanique

Les simulations numériques nécessitent la mise en œuvre de la formulation du modèle de comportement dans un code du calcul par éléments finis. Dans cette étude, 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.

2.3.1 Loi de comportement

La caractérisation du comportement mécanique d'un matériau, revient à établir les relations entre les grandeurs cinématiques (tenseur des déformations) et les grandeurs dynamiques

(tenseurs des contraintes) propres à ce matériau. Selon le matériau et le type de sollicitation, différents mécanismes de déformation auront lieu. Si la déformation est réversible, c'est-à-dire lorsque l'on retire la force, le matériau retrouve son état initial, on parle de comportement élastique. Dans le cas où la déformation est irréversible et le matériau ne retourne pas à son état initial, on parle alors de comportement plastique. Ainsi, pour établir la loi de comportement d'un matériau, il convient de décomposer le tenseur des déformations en une partie élastique et plastique.

- **Comportement élastique** Le comportement d'un matériau dans le domaine élastique des déformations est modélisé par la loi de Hooke qui stipule que la déformation élastique ε^e est une fonction linéaire des contraintes σ :

$$\sigma = 2\mu\varepsilon^e + \lambda tr(\varepsilon^e)I \quad (2.7)$$

λ et μ sont deux coefficients de Lamé et I est le tenseur unité.

- **Comportement plastique** Ce domaine caractérise l'évolution de l'érouissage d'un métal, autrement dit c'est le durcissement du matériau sous l'effet d'une déformation plastique indépendante du temps. L'érouissage peut être isotrope ou cinématique. Dans le cadre de cette étude on se limite à l'érouissage isotrope. Parmi les modèles d'érouissage isotrope simples reliant la contrainte équivalente et la déformation plastique équivalente est celui proposé par Hollomon :

$$\bar{\sigma}_Y = K\bar{\varepsilon}_p^n \quad (2.8)$$

où $\bar{\sigma}_Y$ est la contrainte d'écoulement, $\bar{\varepsilon}_p$ 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. Il est intéressant de noter que le paramètre n dans la relation d'Hollomon est usuellement appelé coefficient d'érouissage qui traduit l'augmentation de la contrainte en fonction de la déformation plastique.

2.3.2 Identification des paramètres

Les paramètres d'érouissage correspondant à la loi de Hollomon (Eq.2.3.1) ont été obtenus en ajustant les courbes de traction uniaxiales contrainte de Cauchy-déformation plastique logarithmique déterminés à partir des équations (2.2) et (2.3). Le coefficient d'érouissage n et le coefficient de résistance du matériau K sont obtenus graphiquement, en traçant la droite $\ln(\sigma) = f(\ln(\varepsilon_p))$. Les résultats sont présentés pour les deux matériaux dans la figure 2.6.

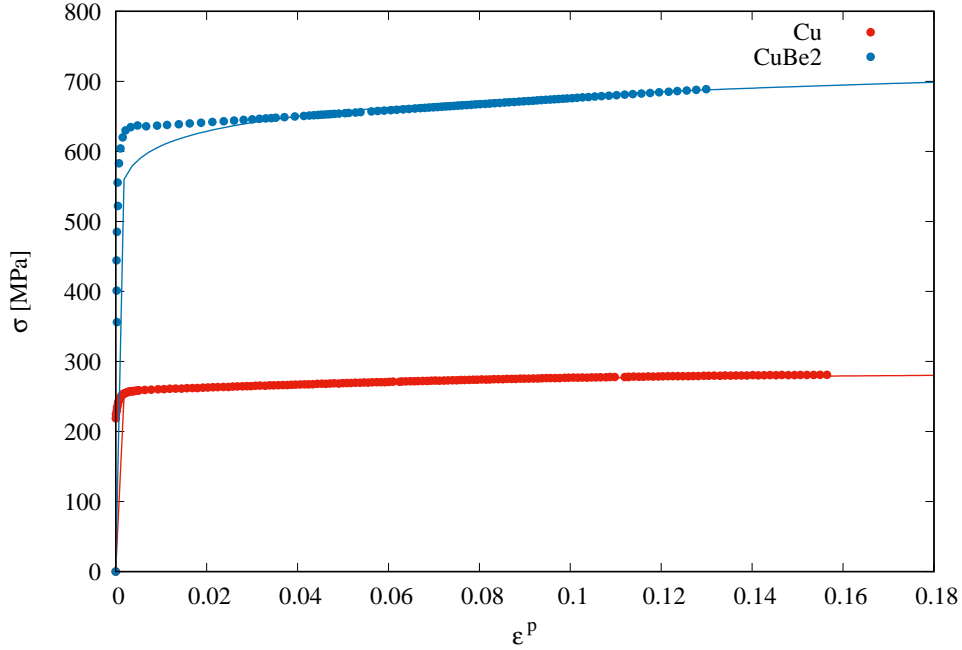


FIGURE 2.6 – Courbes d'écroutissage dans un essai de traction dans la direction de laminage et identification par le modèle de Hollomon pour le Cu pur et l'alliage CuBe2

Pour modéliser l'anisotropie plastique du matériau et plus particulièrement des tôles métalliques, Hill [70] a proposé un critère de plasticité anisotrope. C'est un critère quadratique qui donne un compromis entre sa capacité à reproduire les formes d'anisotropie et la simplicité de sa formulation. Il est exprimé dans le repère d'orthotropie (x, y, z) par la relation suivante :

$$2f(\sigma_{ij}) = F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\sigma_{yz}^2 + 2M\sigma_{zx}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 = 1 \quad (2.9)$$

Où x , y et z sont les principaux axes d'anisotropie. L'axe x est généralement parallèle à la direction de laminage, l'axe y est parallèle à la direction transversale et l'axe z est colinéaire avec la direction normale. f est la fonction d'élasticité et F , G , H , L et N sont des constantes qui caractérisent l'anisotropie du matériau. Ces coefficients peuvent être obtenus à partir des coefficients d'anisotropie r_0 , r_{45} et r_{90} :

$$\begin{aligned}
 F &= \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} \\
 G &= \frac{1}{1+r_0} \\
 H &= \frac{r_0}{1+r_0} \\
 N &= \frac{(1+2r_{45})(r_0+r_{90})}{2r_{90}(1+r_0)}
 \end{aligned} \tag{2.10}$$

Dans le cas des tôles, ce n'est pas évident de mener des essais mettant en jeu les composantes σ_{zj} avec $j=x, y$. D'où on a considéré dans ces travaux que $L = M = 3$. Le critère de Hill est implanté dans le code de calcul Abaqus via les coefficients R_{ij} , calculés à partir des coefficients de Hill, donnés par :

$$\begin{aligned}
 F &= \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \\
 G &= \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \\
 H &= \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \\
 L &= \frac{3}{2R_{23}^2} \\
 M &= \frac{3}{2R_{13}^2}
 \end{aligned} \tag{2.11}$$

Les paramètres de matériau R_{ij} , $i, j = 1..3$ sont 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) et les résultats sont regroupés dans le tableau 2.4.

Tableau 2.4 – Paramètres du modèle de comportement (La valeur de K est en MPa)

Matériaux	K	n	R_{11}	R_{22}	R_{33}	R_{12}	R_{13}	R_{23}
Cu	340	0.11	1	0.996	0.90	0.998	0.707	0.707
CuBe2	787	0.18	1	1.11	0.985	0.925	0.707	0.707

2.4 Identification des critères de ruptures

2.4.1 Critères de rupture macroscopique

La rupture de la tôle lors du formage par étirage est essentiellement contrôlée par l'instabilité plastique, qui peut être classée comme une striction diffuse [69] et une striction localisée [70]. La striction correspond à la variation homogène de la section lors de la déformation. Elle est

considérée comme le passage d'un état mécanique quasi homogène à une identité hétérogène. Un rétrécissement localisé est la localisation des déformations dans les bandes de cisaillement. La striction localisée est souvent précurseur de fissures. Elle se traduit par l'apparition d'une bande étroite où se concentre la déformation et correspond à la dernière étape avant la rupture ductile du matériau [80]. Dans l'opération de mise en forme d'une tôle, une grande déformation plastique est couramment observée et la formabilité est limitée par ce rétrécissement localisé [81]. La rupture se produit au stade ultérieur de la localisation, qui commence dans une région localisée lorsque les valeurs de la contrainte ou de la déformation atteignent un niveau critique.

Tous les critères de rupture ductile peuvent être classés en deux catégories. La première catégorie, à savoir les critères de rupture ductile couplés, introduisent une variable d'endommagement dans les relations constitutives des matériaux. L'autre catégorie, à savoir les critères de rupture ductile découplés, négligent l'influence de l'endommagement sur les relations constitutives du matériau et décrivent la condition de chargement critique par une fonction pondérée de la déformation plastique équivalente en fonction des états de contrainte [82]. Par rapport aux critères de rupture couplés relativement compliqués, les modèles non couplés ont été plus largement utilisés pour les applications industrielles en raison de leur simplicité inhérente et de leur nombre réduit de paramètres devant être évalués par des données expérimentales. De nombreux critères d'endommagement ductile non couplés ont été proposés dans la littérature. Parmi ceux-ci, les critères de Oh et al [83], Brozzo et al [84], Ayada et al [85], Rice and Tracey [86] sont largement utilisés, afin de prédire les déformations limites à la rupture des tôles ultra fines de cuivre. Plus récemment, Lou et al [87] ont proposé un critère plus complet permettant de prendre en compte une variété plus importante d'états de contrainte.

Critère de Oh

Le critère de Oh est une version normalisée de critère de Cockcroft – Latham qui est un critère de rupture énergétique empirique indiquant que la fracture se produit souvent dans la zone de contrainte de traction principale maximale. Ce critère dépend donc uniquement de la contrainte principale maximale (σ_1) normalisée par la contrainte équivalente (σ_{eq}) selon Eq.(2.12)

$$D_1 = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}} d\bar{\varepsilon}_p \quad (2.12)$$

Critère de Brozzo

Brozzo et al. ont considéré l'effet de la contrainte hydrostatique sur la déformation plastique équivalente suite à la modification empiriquement du critère de Cockcroft – Latham selon Eq.(2.13).

$$D_2 = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \frac{2\sigma_1}{3(\sigma_1 - \sigma_h)} d\bar{\varepsilon}_p \quad (2.13)$$

Critère de Ayada

Ayada a également utilisé la triaxialité pour la rupture ductile selon Eq.(2.14)

$$D_3 = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \frac{\sigma_h}{\sigma_{eq}} d\bar{\varepsilon}_p \quad (2.14)$$

Critère de Rice-Tracey

Rice et al. ont introduit une fonction pour décrire la croissance des cavités pour divers états de contraintes. Ils ont conclu que la croissance des vides était principalement contrôlée par la triaxialité des contraintes, définie comme le rapport de la pression hydrostatique à la contrainte équivalente de Von Mises (Eq.2.15).

$$D_4 = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \exp(1.5 \frac{\sigma_1}{\sigma_{eq}}) d\bar{\varepsilon}_p \quad (2.15)$$

Critère de Lou

Ce critère est construit en tenant compte de l'accumulation des dommages induits par la nucléation, la croissance et la coalescence par cisaillement des vides. Ces trois processus sont décrits comme des fonctions de la déformation plastique équivalente, de la triaxialité des contraintes et de la contrainte de cisaillement maximale normalisée à multiplier pour représenter un modèle de fracture.

$$D_5 = \frac{1}{c_3} \int_0^{\bar{\varepsilon}_p^f} \left(\frac{2\tau_{max}}{\sigma_{eq}} \right)^{c_1} \left(\frac{1+3\eta}{2} \right)^{c_2} d\bar{\varepsilon}_p \quad (2.16)$$

Avec :

σ_1 : Contrainte principale maximale

σ_{eq} : Contrainte équivalente

σ_h : Contrainte hydrostatique

η : La contrainte de triaxialité

τ_{max} : La contrainte de cisaillement

c_1, c_2 et c_3 : Paramètres du matériaux

2.4.2 Identification des critères de rupture macroscopique

ABAQUS / Standard a été utilisé pour simuler les essais de traction à rupture, un modèle éléments finis à géométrie complète a été construit pour simuler l'éprouvette conventionnelle de traction. 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 (Tab.2.4) et identifié précédemment. L'hypothèse de contrainte plane est invalide au-delà

du début de la striction, étant donné que la déformation du matériau devient non homogène. L'éprouvette est donc discrétisée avec des éléments volumique 3D à intégration réduite (C3D8R) avec trois éléments dans l'épaisseur. Un raffinement de maillage a été réalisé au niveau de la zone centrale de l'éprouvette avec une maille de taille 0.4 mm et 1.4 mm pour le reste de l'éprouvette. Le modèle avec les conditions aux limites est présenté sur la figure 2.7. Un coté de l'éprouvette est fixe et un déplacement vertical, en haut est appliqué de l'autre coté.

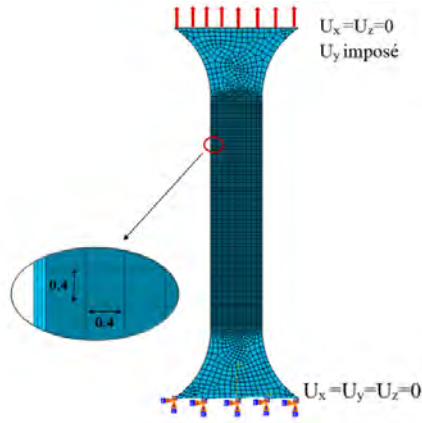


FIGURE 2.7 – Modèle EF de l'essai de traction

La réponse force-déplacement et les isovaleurs de déformation simulées sont comparées aux données issues des essais de déformation de la mesure corrélation d'images DIC (Fig.2.8 et Fig.2.9).

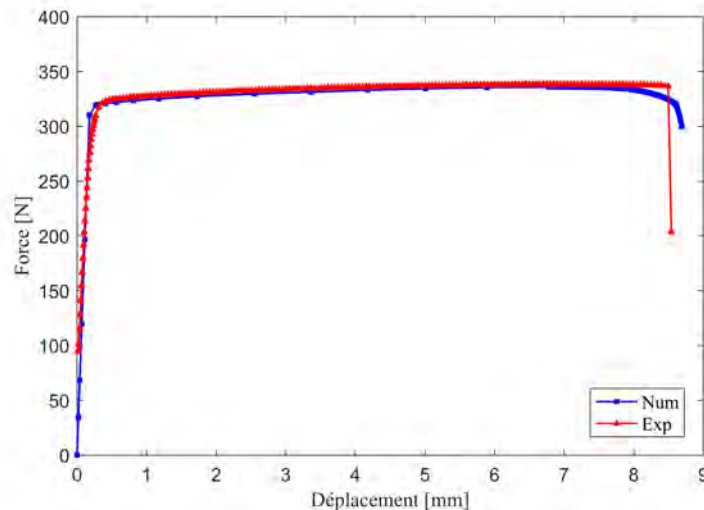


FIGURE 2.8 – Comparaison entre résultat expérimental et numérique effort-déplacement de Cu

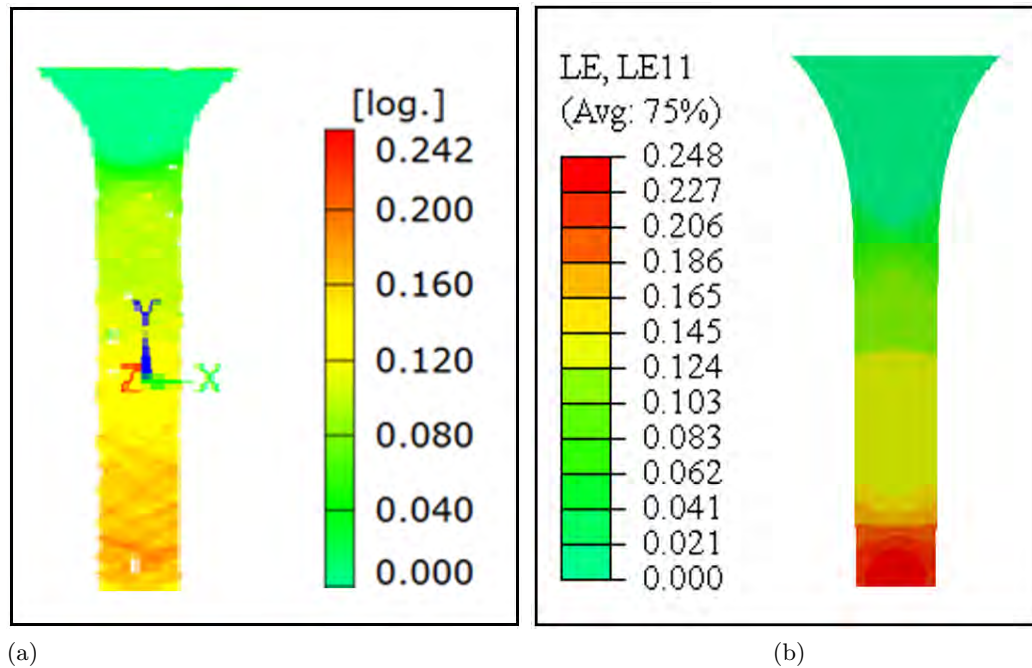


FIGURE 2.9 – Distribution de la déformation majeure lors de l’essai de traction de Cu : (a) Expérimentale, (b) Numérique

La distribution de la déformation principale majeure de traction, présentée sur la figure 2.9, montre que sa valeur maximale est de 0.247, légèrement supérieure à la valeur expérimentale (0.242). Les résultats simulés de l’essai de traction concordent bien avec les données expérimentales.

Détermination des variables d’endommagement limites

Afin d’analyser et contrôler la rupture des tôles ultra fines en cuivre lors des opérations de mise en forme, cinq critères de rupture ductile ont été incorporés dans le code de calcul par éléments finis (ABAQUS). Les variables d’endommagement limites sont obtenues au moyen d’un essai de traction. La détermination de ces constantes dans les critères d’endommagement est la condition préalable à l’application des critères et la précision de ces valeurs a un effet décisif sur l’exactitude des résultats. Dans les essais de traction, tous les critères de rupture ductile prédisent que l’initiation de la rupture au centre de la section de l’éprouvette en raison de la concentration élevée de la déformation plastique, comme le montre la figure 2.10. Les limites d’endommagement de cuivre pur et le l’alliage de cuivre béryllium obtenues à partir de l’essai de traction pour divers critères sont données dans le tableau 2.5.

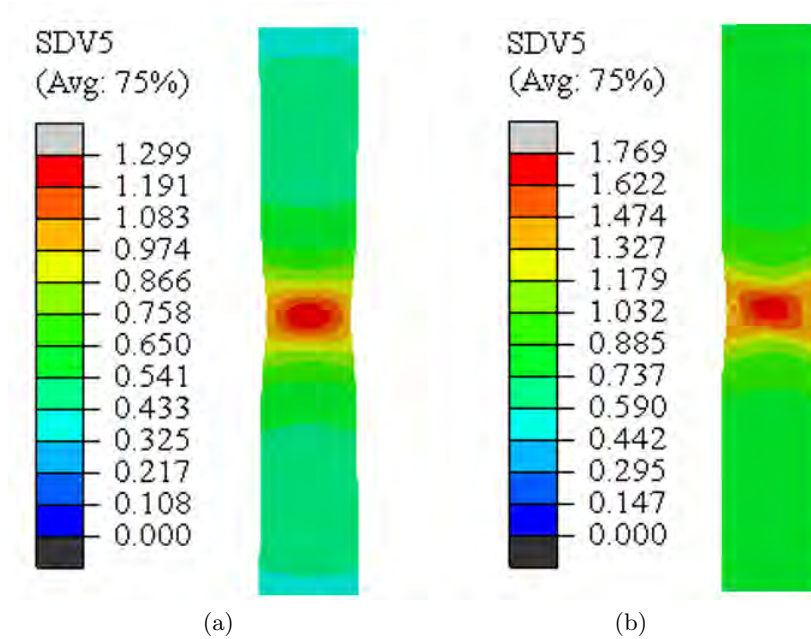


FIGURE 2.10 – Distributions des valeurs d'endommagement du critère de Lou au moment de rupture lors d'un essai de traction de : a) Cu pur , b) CuBe2

Tableau 2.5 – Variables d'endommagement limites D_c correspondantes aux critères de rupture identifiés pour le de Cu et CuBe2

	Oh	Brozzo	Ayada	Rice	Lou
Cu	0.187	0.187	0.522	0.162	0.952
CuBe2	0.297	0.299	0.844	0.262	1.69

Ces différents critères ne font pas intervenir les mêmes grandeurs et ne sont pas rationalisés, la comparaison de ces valeurs n'est donc pas directe.

L'évolution des variables d'endommagement à l'aide des critères étudiés pour le CuBe2 en fonction de la déformation principale majeure sont illustrées à la figure 2.11.

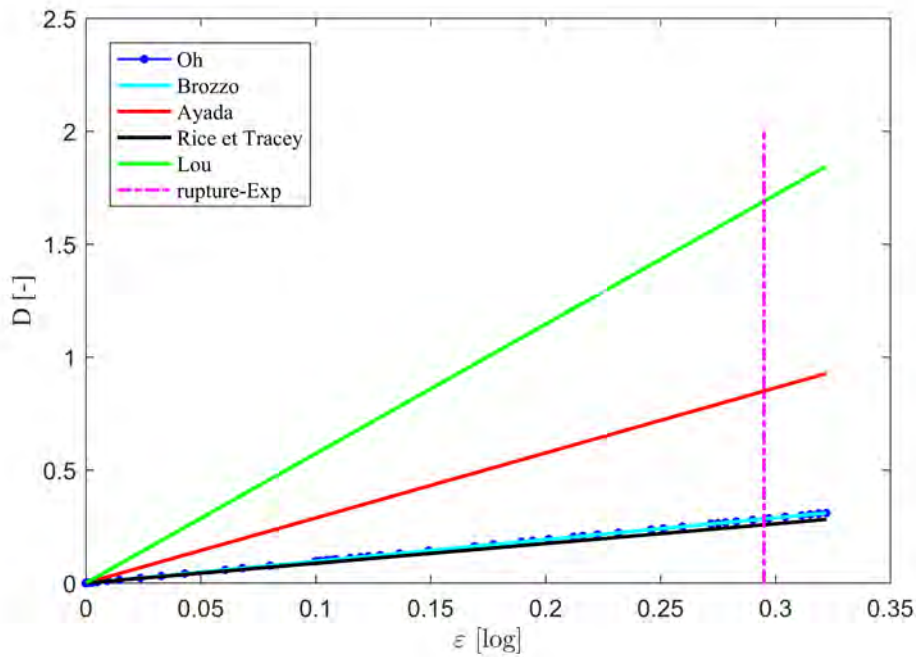


FIGURE 2.11 – Évolution de la variable d'endommagement en fonction de la déformation majeure au cours de l'essai de traction de CuBe2

Ces valeurs critiques D_i^c ont été atteintes lorsque $D_1^c = 0.297$ pour le critère de Oh et al. , $D_2^c = 0.299$ pour le critère de Brozzo, $D_3^c = 0.844$ pour le critère d'Ayada , $D_4^c = 0.262$ pour celui de Rice-Tracey et $D_5^c = 1.69$ pour le critère de Lou. Chaque critère d'endommagement ductile agit comme un indicateur de rupture. L'une des caractéristiques communes de ces modèles est que la rupture se déclenche lorsque cet indicateur dépasse cette valeur critique. Pour vérifier la fiabilité des critères étudiés lors de la mise en forme du Cu et CuBe2, ces derniers sont intégrés dans la simulation EF des essais de Nakazima pour les différentes configurations d'éprouvettes.

2.5 Conclusion

Dans la première partie de ce chapitre, on décrit la microstructure et on détermine la taille et le nombre des grains dans l'épaisseur pour les deux matériaux étudiés, à savoir Cu et CuBe2. Par la suite, on présentera les caractéristiques mécaniques de ces deux matériaux ainsi la loi de comportement retenue et l'identification des différents paramètres. La dernière partie sera consacrée à la présentation des différents critères de rupture macroscopique utilisées dans la simulation numérique ainsi qu'à leur identification.

CARACTÉRISATION DE LA FORMABILITÉ DES TÔLES ULTRA FINES DE CUIVRE

Lors de l'essai de Nakazima, la courbure des flans après mise en forme, due à la forme hémisphérique du poinçon, et le frottement entre la tôle et le poinçon peuvent influencer les mesures de déformation dans la zone critique [88]. Récemment, de nombreuses études ont montré que des paramètres dépendant du procédé, tels que les chemins de déformation non linéaires, les courbures des tôles, la pression de contact, etc., peuvent affecter les limites de striction [89].

La première partie de ce chapitre est consacrée à la détermination des CLF de deux matériaux étudiés. Deux méthodes sont utilisées pour déterminer le début de la striction localisée : la première est une méthode dépendante de la position, qui est issue de la norme ISO 12004-2 [90], et la seconde est dépendante du temps, basée sur l'analyse de la dérivée des déformations principales.

Ensuite, une méthode de compensation est développée pour tenir compte des effets de la courbure, des chemins de déformation non linéaires et de la pression selon une procédure décrite dans Min et al. [88]. La dernière partie porte sur la prédiction de CLF numériques à partir des critères de rupture macroscopiques présentés dans le chapitre précédent. Ces différents critères de rupture non couplés sont implantés via une subroutine USDFLD dans le code de calcul Abaqus/Standard. Les CLF numériques obtenues sont corrigées pour les effets de procédé et les résultats sont comparés aux CLF expérimentales.

3.1 Détermination des courbes limites de formage

3.1.1 Essais Nakajima

Comme vu précédemment, cet essai consiste à emboutir une tôle avec un poinçon hémisphérique, la tôle étant maintenue entre une matrice et un serre-flan. Les essais sont conduits en utilisant le dispositif de la figure 3.1, l'éprouvette étant maintenue entre la matrice et le serre-flan par une force de serrage égale à 23 kN et le poinçon se déplace à vitesse constante de 0.25 mm s^{-1} pour déformer l'éprouvette jusqu'à la rupture.

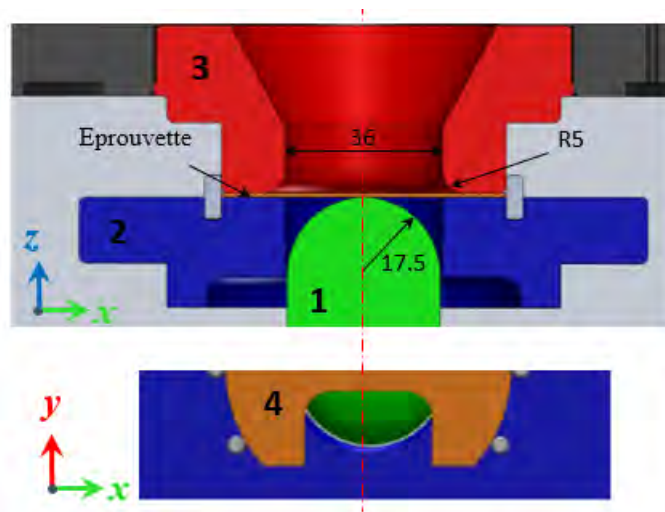


FIGURE 3.1 – Outillage de l'essai Nakajima : (1) poinçon, (2) serre-flan, (3) matrice, (4) éprouvette

Afin d'obtenir plusieurs trajets de déformation, différentes géométries d'éprouvettes ont été utilisées dont la largeur utile varie de 5 à 65 mm selon la figure 3.2. Chaque configuration d'essai a été renouvelée au moins trois fois afin de vérifier leur reproductibilité.

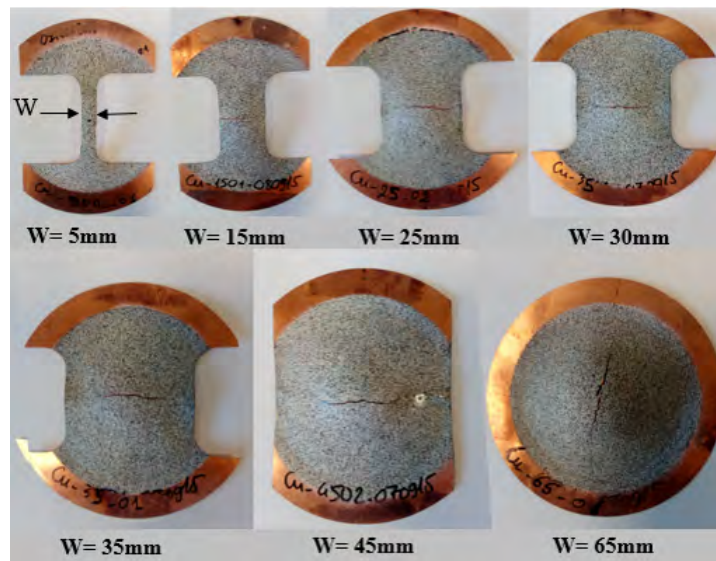


FIGURE 3.2 – Géométries des éprouvettes des essais Nakajima avec W désigne la largeur de l'éprouvette

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. Cette technique a permis d'obtenir quasiment systématiquement la rupture au centre de l'éprouvette (voir Fig.3.2).

3.1.2 Mesure de déformation

La mesure de la déformation est effectuée à l'aide d'un système de mesure optique 3D par stéréo-corrélation d'images Aramis 60 Hz (GOM). Pour cela, un mouchetis blanc et noir est déposé auparavant sur l'éprouvette. La fréquence d'acquisition d'Aramis est programmée pour avoir peu d'images au début de l'essai soit deux images par seconde, et elle est augmenté après jusqu'à 20 images par seconde avant la rupture de l'éprouvette, afin d'avoir plus de précision sur le début de la localisation de la rupture. Chaque image obtenue est traitée par Aramis et permet d'avoir une répartition de déformation instantanée de l'éprouvette (Fig.3.3). Une zone de sélection de $4 \times 4 \text{ mm}^2$ au centre de l'éprouvette (contenant la rupture) est sélectionnée pour mesurer les déformations majeure et mineure. Pour chaque configuration d'éprouvette, on étudie le trajet de déformation, en reportant sur un même diagramme, l'évolution des déformations principales logarithmiques le long d'une section donnée jusqu'à la rupture.

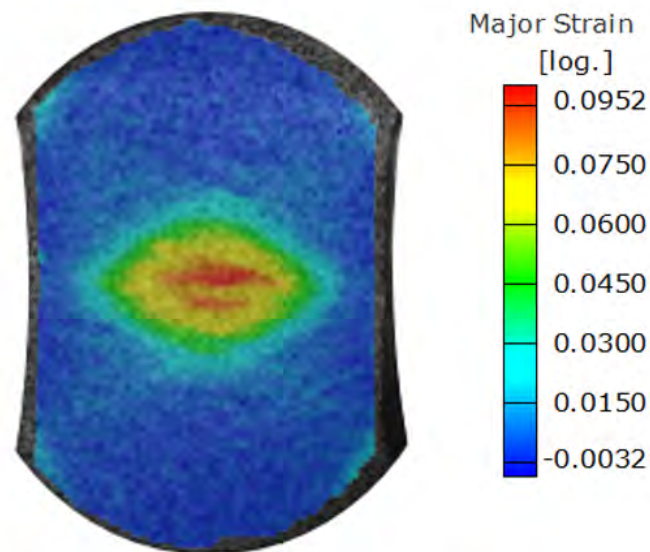


FIGURE 3.3 – Répartition de la déformation majeure sur une éprouvette d'épaisseur 25 mm

3.1.3 Détermination de la CLF par la norme ISO 12004-2

La norme ISO 12004-2 définit une méthode de détermination des CLF à partir de l'état de déformation de l'éprouvette juste avant sa rupture. Cette méthode est également appelée méthode de mesure « dépendante de la position » [60]. Une section pertinente contenant la

fissure est choisie pour analyser la distribution des déformations. Pour permettre une évaluation reproductible et bien identifier la localisation de la rupture, trois sections sont sélectionnées avec une distance égale 1.5 mm entre chaque deux sections successives, ces dernières étant perpendiculaires à la fissure autant que possible. Pour chaque section, on extrait une distribution de la déformation majeure ε_1 et mineure ε_2 (Fig.3.4).

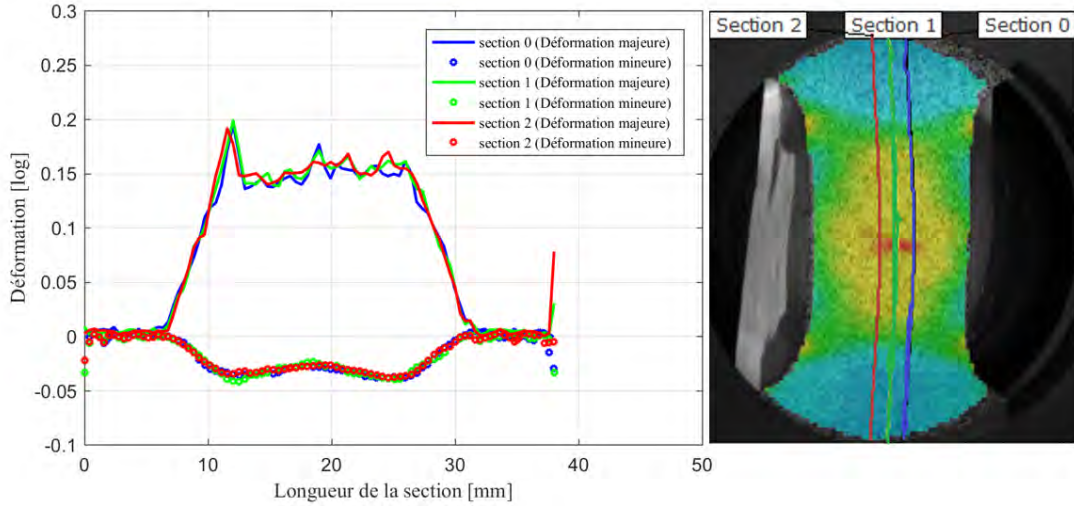


FIGURE 3.4 – Distribution des déformations le long des trois sections perpendiculaires à la rupture

Les valeurs de position et les déformations ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$) de chaque point de la section sur la surface de l'échantillon sont tracées sur une même figure (Fig.3.5) et une fonction f polynomiale inverse est adaptée pour déterminer les valeurs limites de déformation au début de la striction. La valeur extrême du polynôme est la valeur de la déformation à striction [91].

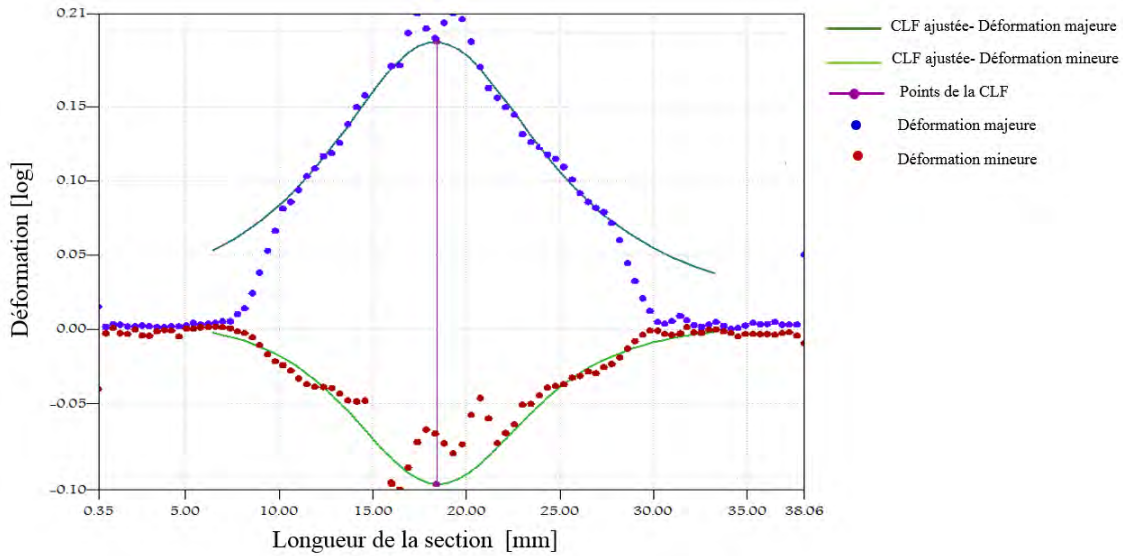


FIGURE 3.5 – Distribution des déformations majeures et mineures le long d’une section : méthode ISO 12004-2

Cette méthode peut parfois présenter des difficultés pour quelques configurations à cause du nombre de points insuffisants autour de la rupture (Fig. 3.6). Dans ce cas on ne peut pas interpoler une parabole et par la suite on ne peut pas déterminer la déformation à striction. De plus, l’expérience montre que les courbes limites de formage déterminées par cette méthode présentent souvent une formabilité inférieure à celle parfois atteinte dans des pièces formées en production [60] ce qui revient au principe de base de cette méthode qui utilise un polynôme de seconde degré qui supprime les points de déformation à la rupture [90].

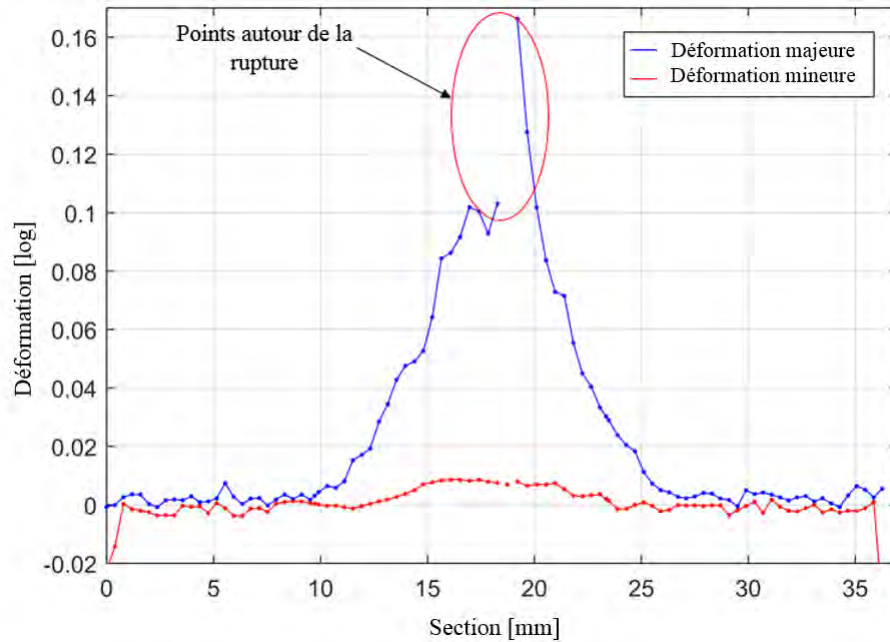


FIGURE 3.6 – Distribution des déformations sur l'éprouvette avant rupture conformément à la norme ISO 12004-2 le long d'une section. Configuration ne permettant pas de déterminer le polynôme de lissage

Cette méthode présente une limitation dans le cas des matériaux qui présentent plusieurs zones de striction et lors de l'analyse du comportement de rupture des aciers à haute résistance, qui peuvent avoir une rupture sans montrer une zone de striction explicite [92]. Pour ces raisons, une autre alternative consiste à déterminer une courbe limite de formage à partir d'une méthode temporelle, qui sera détaillée par la suite.

3.1.4 Détermination de la CLF par la méthode temporelle

Contrairement à la méthode de mesure précédente qui repose sur une interpolation polynômiale de la distribution des 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 [93] 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. 3.7). Pour les sept configurations l'allure est similaire. Dans ce qui suit, on choisira l'exemple de la configuration (Cu 65) correspondant au disque complet de 65 mm pour le détail de cette méthode.

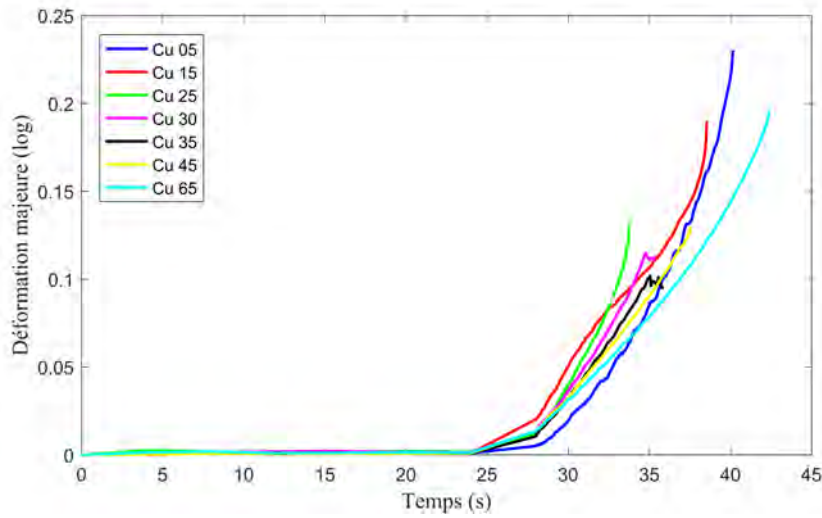


FIGURE 3.7 – Évolution de la déformation majeure en fonction du temps pour les différentes configurations d'éprouvettes

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 pondérés est réalisée en utilisant un modèle polynomial du second degré (Fig. 3.8). Cette stratégie permet d'obtenir une courbe continue de la déformation majeure en fonction du temps afin de calculer ses dérivées successives.

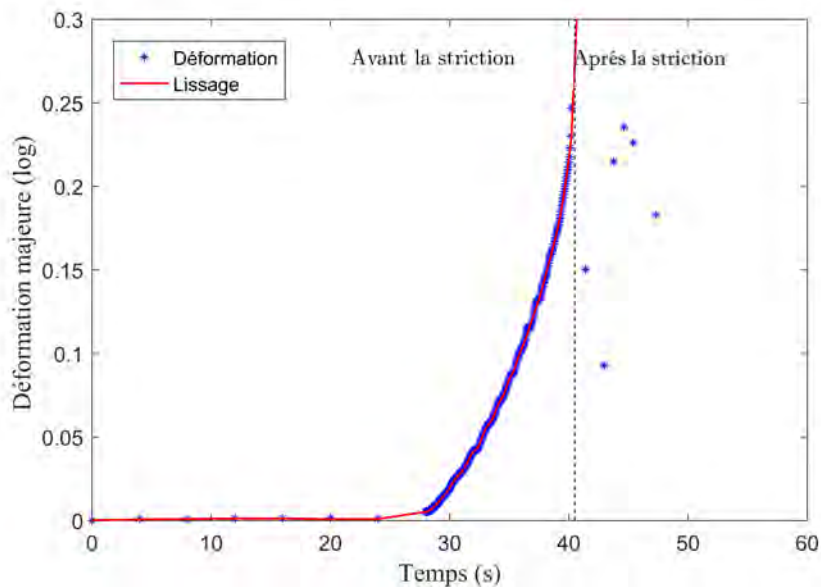


FIGURE 3.8 – Evolution de la déformation majeure en fonction de temps pour l'éprouvette Cu 65

A partir de la dérivée numérique de la courbe précédente (Fig. 3.8), on peut obtenir l'évolution de taux de déformation présenté sur la figure 3.9. Malgré le traitement de lissage, il est difficile d'obtenir un signal parfaitement stable. Ceci dit, 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.

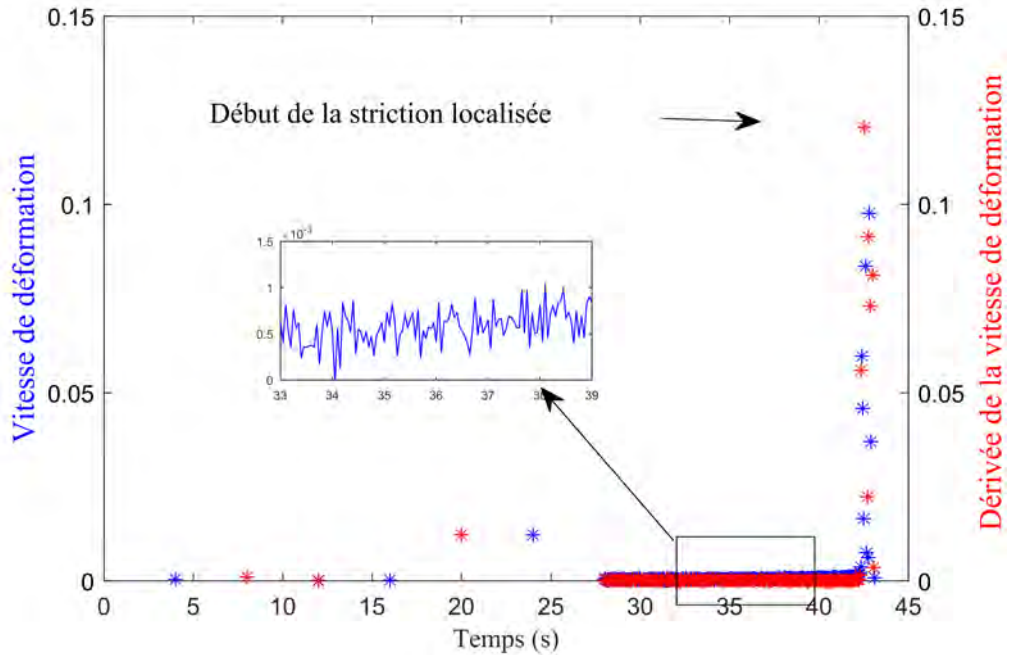


FIGURE 3.9 – Progression de la vitesse et de l'accélération de déformation majeure en fonction de temps

Afin d'éviter la détermination subjective par l'utilisateur des valeurs de déformation majeures et mineures 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 même figure que la vitesse de déformation (Fig. 3.9). 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 [60].

3.1.5 Courbe limite de formage de Cu pur et alliage CuBe2

Le maximum de la courbe de régression indiqué par le début de la striction sur la figure 3.10 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 par la figure 3.10. Le symbole superposé sur chaque trajet de cette figure indique le niveau de déformation au début de la striction détectée pour chaque éprouvette.

Cependant, les tangentes à ces chemins des déformations changent tout au long de l'essai, même avant d'atteindre le point de striction, mais surtout après l'apparition de la striction [94]. Dans certaines configurations ce changement est moins marqué, ce qui explique l'allure relativement linéaire de certains trajets même après la striction.

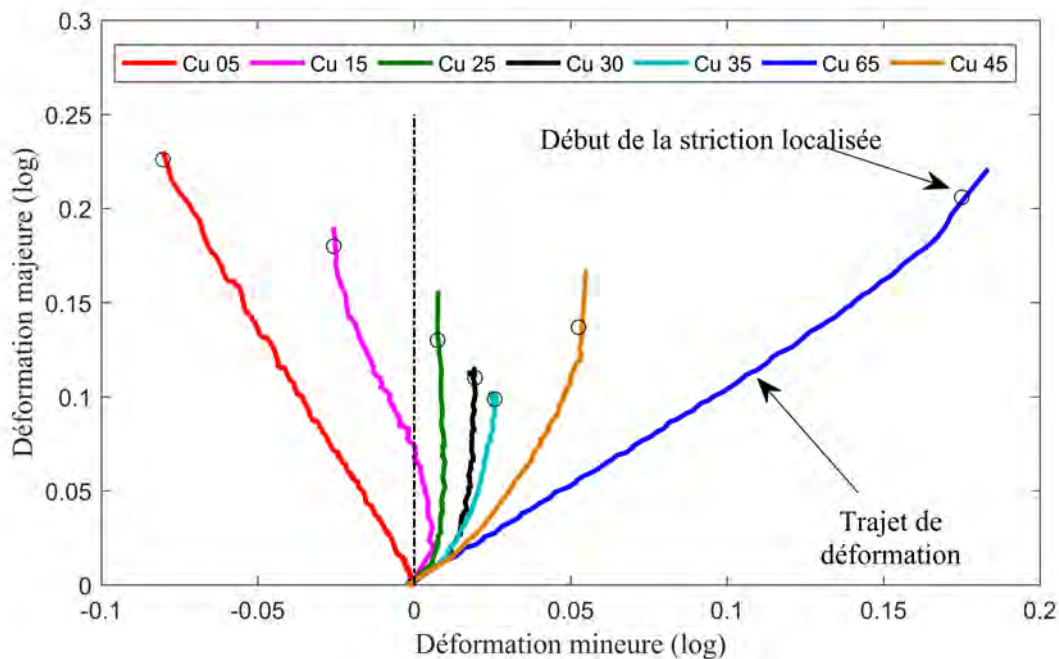


FIGURE 3.10 – Trajets de déformation et déformations limites associées au début de la striction localisée

Les points de la CLF du cuivre pur déterminés par la méthode de la norme ISO sont superposés à ceux obtenus par la méthode d'analyse dépendante de temps, et présentés sur la figure 3.11. Il est à noter qu'ici pour chaque configuration, on a déterminé au moins trois points de localisation de la striction, chaque essai étant reproduit plusieurs fois afin de vérifier la reproductibilité des résultats. Une légère dispersion des résultats est observée pour la méthode temporelle, comme mentionné dans des études précédentes [93, 95]. Les CLF obtenues en utilisant la méthode en fonction du temps sont souvent plus élevées que la méthode ISO-12004, confirmant que les CLF dépendent fortement de la méthode de détermination. Les ajustements de points de données avec des régressions linéaires dans les zones de rétreint et d'étirement sont

également représentés sur la figure 3.11.

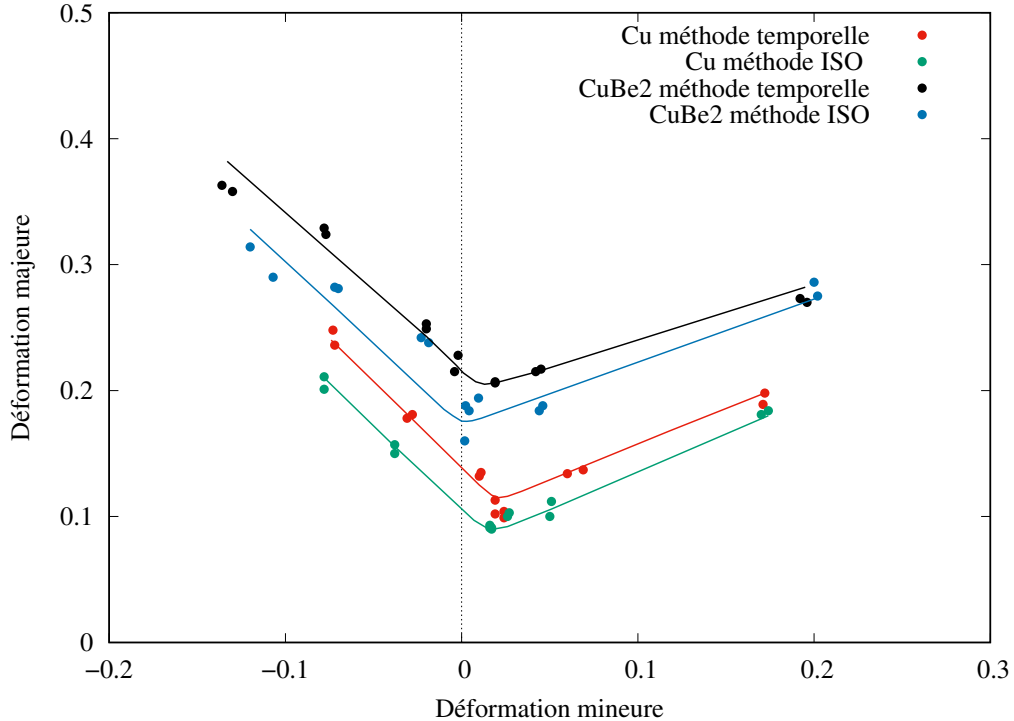


FIGURE 3.11 – Courbe limite de fromage de Cu pur et alliage CuBe2 : comparaison entre la méthode ISO-12004 et la méthode dépendante du temps

La figure 3.11 montre que la méthode dépendante du temps peut être préférée pour déterminer les limites de mise en forme. En effet, elle a l'avantage d'être une méthode locale, indépendante de nombreux paramètres géométriques impliqués dans la méthode ISO. Selon Martinez-Donaire et al. [96], une telle méthode peut être directement appliquée à des problèmes avec des gradients de déformation non négligeables. De plus, Magrinho et al. [97] ont montré l'efficacité de cette méthodologie pour déterminer les limites de formabilité dans le cas de tubes en aluminium à parois minces. Il convient également de noter que les ajustements moyens en fonction du temps consistent simplement pour les deux matériaux dans un décalage des courbes ISO-12004 à la fois dans la plage des déformations majeures et mineures supérieures. Ce décalage dans la direction des déformations mineures déplace artificiellement la courbe à partir du minimum pour un chemin de déformation plan à partir de la déformation mineure nulle, ce qui justifie la prise en compte des effets en fonction du procédé dans la section suivante.

3.2 Compensation de la CLF pour les effets dépendants du procédé

Plusieurs variables de l'essai peuvent influencer directement sur les limites de formage qui peuvent être atteintes par un matériau lors de sa mise en forme. Parmi ces paramètres, la courbure des tôles, l'effet des chemins de déformation non linéaires et la pression de contact affectent les limites de striction et peuvent contribuer à les surestimer. Dans les trois parties suivantes, une procédure pour compenser les mesures de déformation au début de la striction localisée des essais Nakajima est présentée. Cette méthode, proposée par Min et al. [88], permet de prendre en compte les effets de courbure, les chemins de déformation non linéaires, et l'influence des contraintes non nulles de pression dues au contact entre l'outil et l'éprouvette. L'objectif de cette compensation est d'éliminer ces effets qui se produisent pendant les essais expérimentaux et d'obtenir une CLF plus proche de la méthode de Marciniak [95] qui ne présente pas ces défauts.

3.2.1 Effets de la courbure

L'effet de la courbure sur la répartition des déformations et son impact sur la détermination des conditions d'apparition de la striction localisée a été remarqué dès les premières utilisations des CLF [98]. Afin de déterminer les conditions responsables d'une instabilité localisée dans une tôle déformée, il est nécessaire d'évaluer la sévérité des conditions de mise en forme dans les différentes couches de la tôle. On considère un ensemble de points de déformations principales majeures et mineures $(\varepsilon_{1,j}^X, \varepsilon_{2,j}^X)$ avec $j = (0, N)$, N étant le nombre d'images et $X = (O, M, I)$ respectivement les surfaces extérieure, moyenne et intérieure (Fig. 3.12).

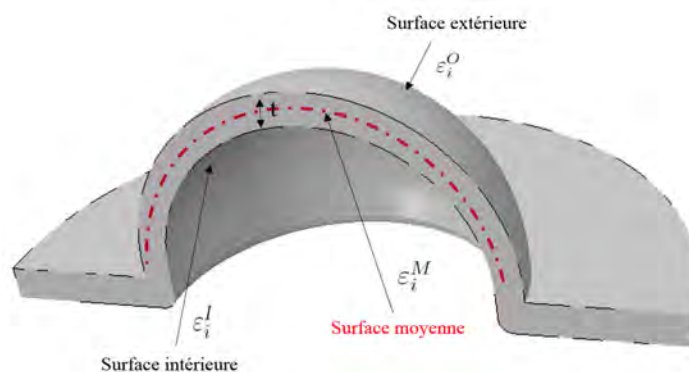


FIGURE 3.12 – Déformations dans trois surfaces ($i=1,2$ représente les directions principales) d'une tôle au cours de sa mise en forme

Les trajets de déformation sur les surfaces moyenne et intérieure ne peuvent pas être mesurés expérimentalement car elles ne sont pas accessibles aux systèmes de mesure, notamment

optiques. En revanche, ils peuvent être déterminés en fonction des déformations de la surface extérieure, des courbures principales et de l'épaisseur de la tôle. Dans un premier temps, pour déterminer les contraintes dans les surfaces non accessibles, il est nécessaire de calculer les courbures de la tôle sur la surface extérieure $k_{i,j}^o = 1/R_{i,j}^o$. Pour cela, on détermine à chaque instant les rayons de courbure $(R_{1,j}^X, R_{2,j}^X)$, en ajustant la courbure de l'éprouvette dans la partie déformée à une sphère à l'aide du logiciel Aramis selon Fig.3.13.

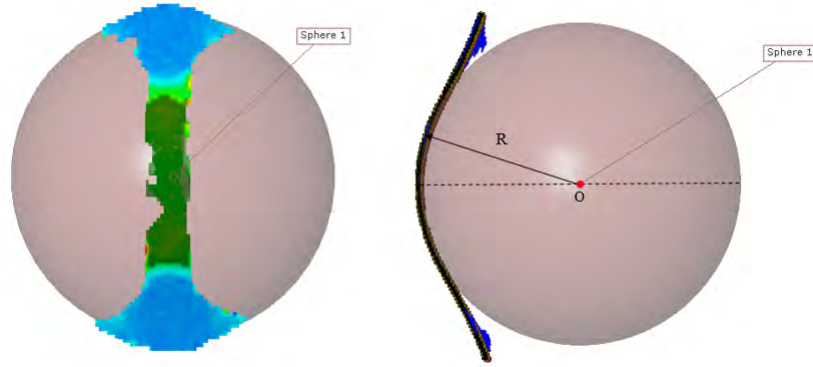


FIGURE 3.13 – Détermination du rayon de courbure à partir des mesures de champ et approximation par une sphère

A ce stade il est nécessaire de calculer l'épaisseur de la tôle. Etant donné que la surface n'est pas plane, les mesures de courbure et de déformation sont prises en compte pour la détermination de l'épaisseur locale de la tôle [98]. Si on nomme t_0 l'épaisseur initiale, l'épaisseur t_j de la tôle déformée pour les instants $j = (1, N)$ est représentée dans une bonne approximation par l'équation cubique suivante [88] :

$$at_j^3 + bt_j^2 - ct_j - d = 0 \quad (3.1)$$

avec

$$a = \exp(\varepsilon_{1,j}^o - \varepsilon_{2,j}^o) \cdot (R_{2,j}^o)^2 + \exp(\varepsilon_{2,j}^o - \varepsilon_{1,j}^o) \cdot (R_{1,j}^o)^2 + \frac{2}{3}R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \quad (3.1a)$$

$$b = \frac{1}{2} \left[\begin{array}{l} 2 \cdot R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \cdot (R_{1,j}^o + R_{2,j}^o) \\ + \exp(\varepsilon_{1,j}^o - \varepsilon_{2,j}^o) \cdot (R_{2,j}^o)^2 \cdot (5R_{1,j}^o + R_{2,j}^o) \\ + \exp(\varepsilon_{2,j}^o - \varepsilon_{1,j}^o) \cdot (R_{1,j}^o)^2 \cdot (5R_{2,j}^o + R_{1,j}^o) \end{array} \right] \quad (3.1b)$$

$$c = \frac{1}{16} \left[\begin{array}{l} 2 \cdot R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \cdot \left(5(R_{1,j}^o)^2 + 5(R_{2,j}^o)^2 + 6R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \right) \\ + \exp(\varepsilon_{1,j}^o - \varepsilon_{2,j}^o) \cdot (R_{2,j}^o)^2 \cdot \left(35(R_{1,j}^o)^2 + 3(R_{2,j}^o)^2 + 10R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \right) \\ + \exp(\varepsilon_{2,j}^o - \varepsilon_{1,j}^o) \cdot (R_{1,j}^o)^2 \cdot \left(35(R_{2,j}^o)^2 + 3(R_{1,j}^o)^2 + 10R_{1,j}^o \cdot R_{2,j}^o \right) \end{array} \right] \quad (3.1c)$$

$$d = 8 \cdot (R_{1,j}^o)^2 \cdot (R_{2,j}^o)^2 \cdot t_0 \cdot \exp(\varepsilon_{V,j}^e - \varepsilon_{1,j}^o - \varepsilon_{2,j}^o) \quad (3.1d)$$

et $\varepsilon_{V,j}^e$ est le changement de volume élastique, qui est considéré nul dans le calcul de l'épaisseur. Après avoir déterminé l'épaisseur par l'équation (3.1) et les courbures à chaque instant, les déformations principales sur les surfaces moyenne et intérieure de l'éprouvette peuvent être calculées par :

$$\varepsilon_{i,j}^M = \varepsilon_{1,j}^O + \ln\left(1 - t_j \frac{k_{i,j}^O}{2}\right) \quad \text{pour } i=1,2 \text{ et } j=(1,N) \quad (3.2a)$$

$$\varepsilon_{i,j}^I = \varepsilon_{1,j}^O + \ln(1 - t_j k_{i,j}^O) \quad \text{pour } i=1,2 \text{ et } j=(1,N) \quad (3.2b)$$

La figure 3.14 présente les trajets de déformation calculés sur les surfaces moyenne et interne jusqu'au début de la striction localisée à partir du trajet de déformation mesuré sur la surface externe pour une éprouvette de largeur 45 mm. On observe que dans le cas particulier d'une tôle ultra-fine (épaisseur 0.1 mm), l'écart entre les déformations de ces trois surfaces est faible.

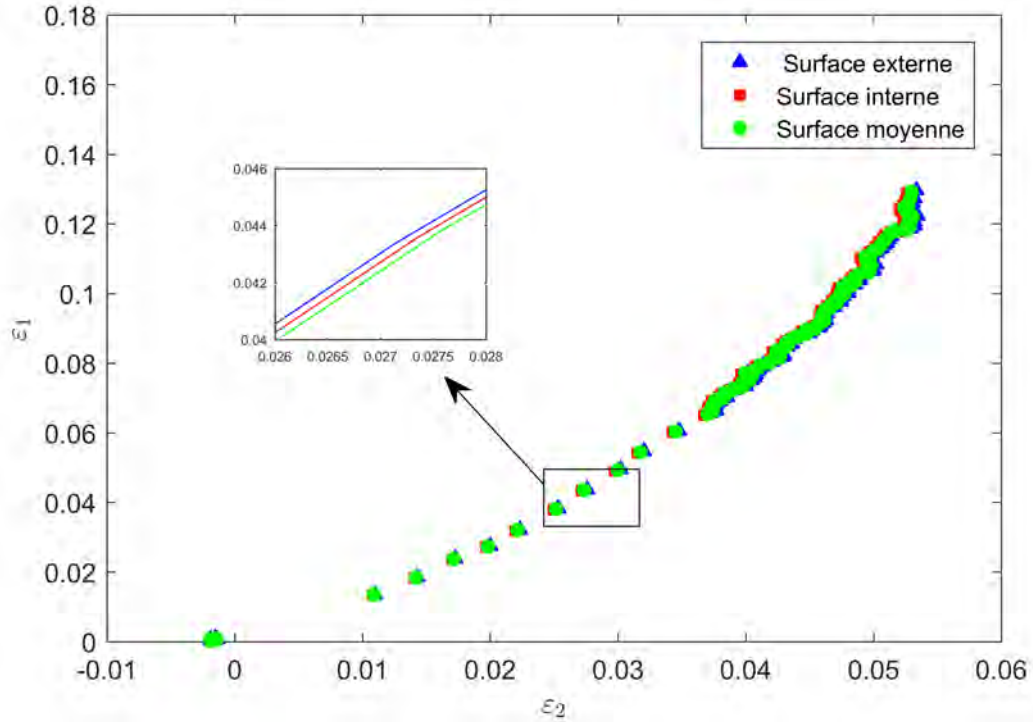


FIGURE 3.14 – Trajets de déformation sur la surface externe, la surface moyenne et la surface interne d'une éprouvette de largeur de 45 mm

3.2.2 Effets de la non linéarité des trajets de déformation

La non-linéarité des trajets de déformation est réputée affecter les courbes limites de formage [99]. Dans cette section, une méthode de correction est présentée pour un modèle de comportement à anisotropie normale, puisque comme nous l'avons vu dans le chapitre 2, les propriétés à travers l'épaisseur sont différentes de celles dans le plan de la tôle qui sont plutôt isotropes. De plus, par rapport aux déformations plastiques lors de la mise en forme, on considère que les déformations élastiques sont négligeables [98]. Ceci dits, il est nécessaire de s'assurer que les incréments de déformation entre deux instants successifs sont suffisamment grands pour négliger la contribution élastique, ce qui revient à considérer que les incréments de déformation sont purement plastiques. Étant donné que la variation des déformations entre deux images successives est souvent très faible, on a été amené à supprimer des points des données de l'ensemble des données, en conservant seulement \hat{N} incréments avec $\hat{N} < N$ afin que la condition suivante soit satisfaite :

$$\sqrt{(\Delta\varepsilon_{1,j}^X - \Delta\varepsilon_{1,j-1}^X)^2 + (\Delta\varepsilon_{2,j}^X - \Delta\varepsilon_{2,j-1}^X)^2} \geq \Delta\varepsilon_{\min} \quad \text{pour } j=(2, \hat{N}) \quad (3.3a)$$

et

$$\sqrt{(\Delta\varepsilon_{1,j}^X)^2 + (\Delta\varepsilon_{2,j}^X)^2} \geq \Delta\varepsilon_{\min} \quad \text{pour } j=1 \quad (3.3b)$$

Ce traitement est appliqué point par point, en comparant chaque paire de données à la paire de données précédente jusqu'à obtenir la paire de données à partir de laquelle les relations précédentes sont vérifiées. $\Delta\varepsilon_{\min}$ est fixé à 0.01, mais l'impact de l'augmentation ou de la diminution de cette tolérance d'un facteur deux reste négligeable [88]. Après ce traitement, les incréments de déformation totale peuvent être considéré comme plastiques :

$$\Delta p_{i,j}^X \cong \Delta\varepsilon_{i,j}^X \quad \text{pour } j=(1, \hat{N}). \quad (3.4)$$

La correction est basée sur une fonction seuil quadratique insensible à la pression, donnée par la relation suivante éq. (3.5) faisant intervenir le coefficient d'anisotropie normal \bar{r}

$$\bar{\sigma}(\sigma_1, \sigma_2) = \sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 - \frac{2\bar{r}}{1+\bar{r}}\sigma_1\sigma_2} \quad (3.5)$$

L'idée de cette correction est de permettre de passer de CLF en déformation à des CLF en contrainte qui sont réputées, elles, insensibles aux trajets de déformation [100] [101]. Les contraintes principales au début de la striction localisée le long d'un trajet de déformation plastique sont données par :

$$\begin{pmatrix} \sigma_1^X \\ \sigma_2^X \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 \\ \alpha^X \end{pmatrix} \frac{\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p^X)}{\bar{\sigma}_y(1, \alpha^X)} \quad (3.6)$$

où $\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p^X)$ est obtenu à partir de la loi d'érouissage. Dans notre cas, on a utilisé la loi de Hollomon. $\bar{\sigma}_y(1, \alpha^X)$ est une fonction à deux paramètres de la forme donnée par l'équation (3.5) tout en remplaçant (σ_1, σ_2) par les variables $(1, \alpha^X)$ où α^X est le rapport des contraintes principales sur les trois couches considérées au début de la striction localisée, donné par :

$$\alpha^X = \frac{(1+\bar{r})\Delta p_{2,\hat{N}}^X + \bar{r}\Delta p_{1,\hat{N}}^X}{(1+\bar{r})\Delta p_{1,\hat{N}}^X + \Delta p_{2,\hat{N}}^X \bar{r}} \quad (3.6a)$$

Avec $(\Delta p_{1,\hat{N}}^X, \Delta p_{2,\hat{N}}^X)$ le dernier incrément de la déformation plastique avant le début de la striction localisée.

Les résultats des états de contrainte correspondant, issus de l'équation (3.6) sur les trois surfaces sont présentées sur la figure 3.15.

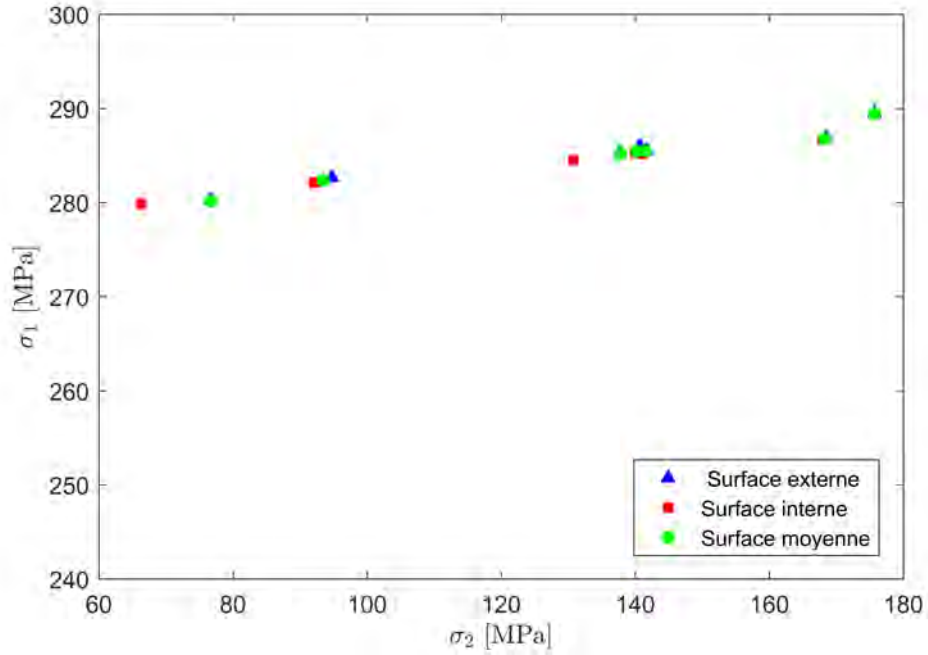


FIGURE 3.15 – Contraintes calculées sur la surface externe, interne et moyenne au début de la striction localisée

On observe que les différences de contrainte entre les couches pour les différentes configurations d'éprouvettes du test de Nakajima peuvent être considérées comme négligeables. Les équations définissant les limites en déformation pour un trajet de déformation parfaitement linéaire compatible avec les limites en contrainte définie par l'éq.(3.6) sont données par :

$$\begin{pmatrix} p_1^X \\ p_2^X \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \Delta p_{1,\hat{N}}^X \\ \Delta p_{2,\hat{N}}^X \end{pmatrix} \frac{\bar{\varepsilon}_p^X}{\dot{\varepsilon}_p(\Delta p_{1,\hat{N}}^X, \Delta p_{2,\hat{N}}^X)} \quad (3.7)$$

Où $\dot{\varepsilon}_p(\Delta p_{1,\hat{N}}^X, \Delta p_{2,\hat{N}}^X)$ est une fonction définie par éq.(3.7a) évaluée au dernier incrément de la déformation conduisant à l'apparition d'une striction localisée $(\Delta p_{1,\hat{N}}^X, \Delta p_{2,\hat{N}}^X)$.

$$\dot{\varepsilon}_p(\dot{p}_1, \dot{p}_2) = \frac{1 + \bar{r}}{\sqrt{1 + 2\bar{r}}} \sqrt{\dot{p}_1^2 + \dot{p}_2^2 + \frac{2\bar{r}}{1 + \bar{r}} \dot{p}_1 \dot{p}_2} \quad (3.7a)$$

et $\bar{\varepsilon}_p^X$ est la solution de l'équation suivante (3.7b) :

$$\bar{\varepsilon}_p^X = \sum_{j=1}^{\hat{N}} \bar{\varepsilon}_p^X(\Delta p_{1,j}^X, \Delta p_{2,j}^X) \quad (3.7b)$$

Les résultats des calculs de déformation utilisant l'éq.(3.7) sont comparés sur la figure 3.16 aux déformations mesurées (non corrigées) au début de la striction localisée. Les effets principaux des corrections du trajet de déformation sont de déplacer le minimum de la courbe limite de formage en déformation pour ces tests d'une valeur positive faible à une déformation mineure pratiquement nulle. Cette correction permet de retrouver une forme de CLF plus proche de la méthode de Marciniak qui s'affranchit de ce problème. De plus, on observe une diminution de la déformation à striction en rétreint dans le sens vertical d'environ 3.5 % , et enfin une augmentation de la déformation à striction en expansion d'environ 1.5 % dans le sens vertical.

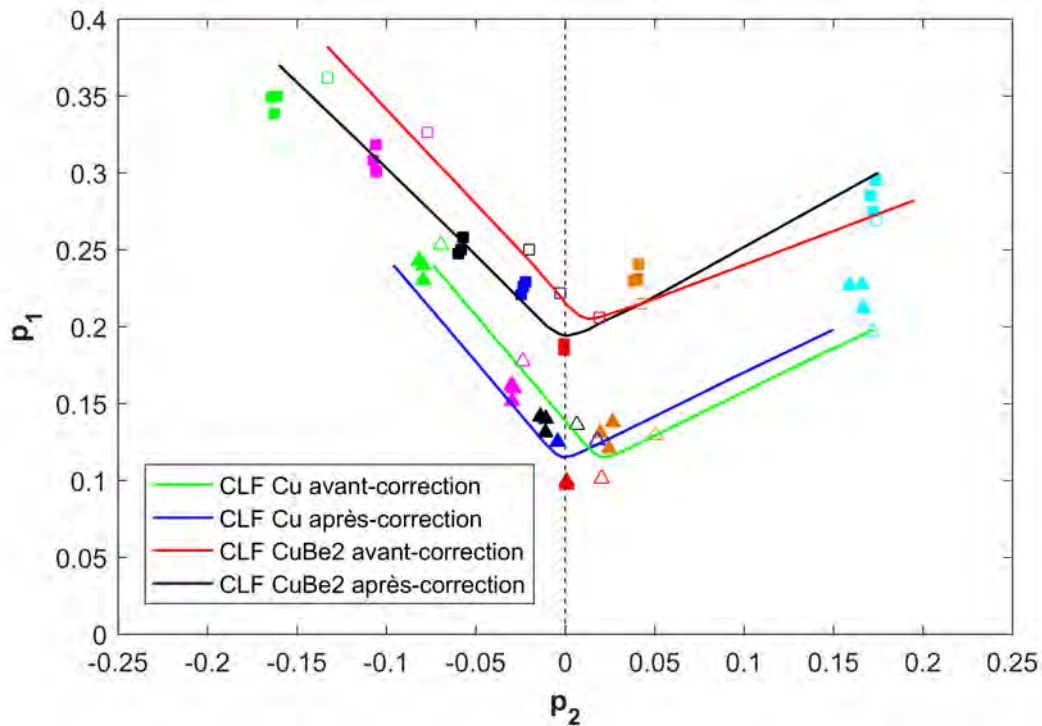


FIGURE 3.16 – Comparaison des déformations à striction avant et après correction pour les effets de courbure et de trajet de déformation non linéaire sur la surface moyenne

3.2.3 Effets de la pression

Dans cette section, on décrit la dernière étape de correction pour déterminer les limites de formabilité en fonction des contraintes tout en prenant en compte l'effet de la pression. En effet, il n'existe pas de correction des contraintes calculées sur la surface externe car la pression est nulle sur cette surface. Cependant, la pression devient non négligeable sur les surfaces moyenne et interne notamment à cause du contact avec le poinçon. Si on représente la pression de contact $P = -\sigma_3$ où σ_3 est la contrainte dans l'épaisseur sur la surface intérieure, les contraintes critiques calculées sur les trois surfaces sont respectivement données par

$$\begin{pmatrix} \sigma_1^O \\ \sigma_2^O \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 \\ \alpha^O \end{pmatrix} \frac{\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p^O)}{\bar{\sigma}_y(1, \alpha^O)} \quad (3.8a)$$

$$\begin{pmatrix} \sigma_1^M \\ \sigma_2^M \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 \\ \alpha^M \end{pmatrix} \frac{\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p^M)}{\bar{\sigma}_y(1, \alpha^M)} - \frac{P}{2} \begin{pmatrix} 1 \\ 1 \end{pmatrix} \quad (3.8b)$$

$$\begin{pmatrix} \sigma_1^I \\ \sigma_2^I \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 \\ \alpha^I \end{pmatrix} \frac{\sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p^I)}{\bar{\sigma}_y(1, \alpha^I)} - P \begin{pmatrix} 1 \\ 1 \end{pmatrix} \quad (3.8c)$$

Où P est calculée en fonction de l'épaisseur t de la tôle et la courbure k^X par la formule suivante eq.(3.9) :

$$P = tk^I(1 + 0.5tk^I)(\sigma_1 + \sigma_2) \quad \text{où } k^I = \frac{k^O}{1 - tk^O} \quad (3.9)$$

Les résultats des calculs sont illustrés sur la figure 3.17. On observe que la surface la moins critique dans ce cas n'est plus la surface moyenne, mais la surface intérieure, où la correction de pression est la plus grande, à nouveau à cause du contact avec le poinçon.

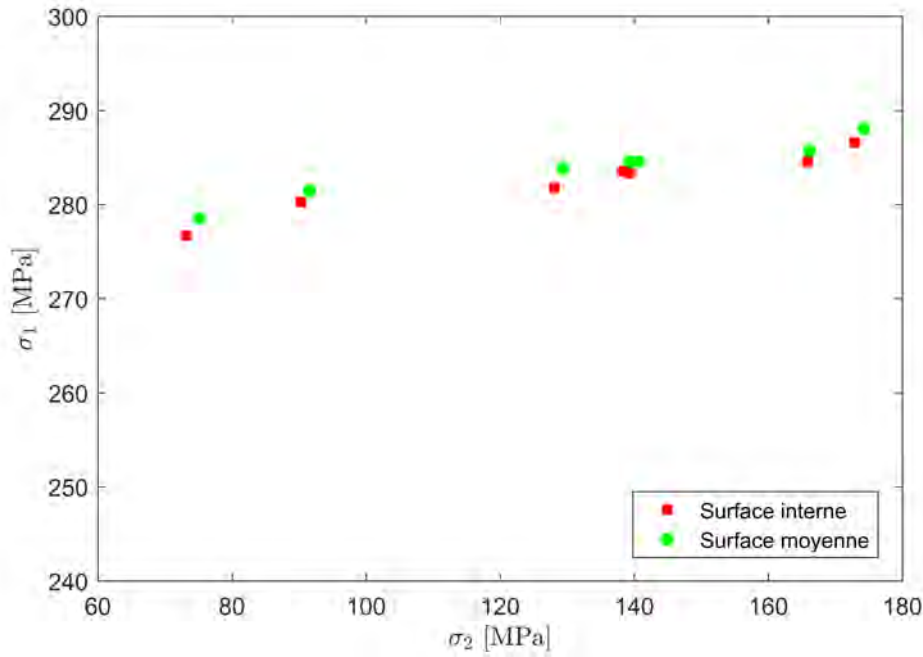


FIGURE 3.17 – Contraintes calculées sur les surfaces moyenne (M) et intérieure (I) au début de la striction localisée

A partir des contraintes principales corrigées en fonction de la pression définies précédemment on retrouve les points correspondants de la limite de déformation pour un trajet de déformation linéaire (p_1, p_2)

$$\begin{pmatrix} p_1 \\ p_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 \\ \beta \end{pmatrix} \frac{\bar{\varepsilon}_p^X}{\dot{\varepsilon}_p(1, \beta)} \quad (3.10)$$

où

$$\beta = \frac{(1 + \bar{r})\alpha + \bar{r}}{1 + \bar{r} + \alpha\bar{r}} \quad (3.10a)$$

$\dot{\varepsilon}_p(1, \beta)$ est une fonction à deux paramètres de la forme donnée par l'équation (3.5) dans laquelle on remplace (σ_1, σ_2) par les variables $(1, \beta)$. $\bar{\varepsilon}_p^X$ est obtenu à partir de la loi de comportement et la relation suivante :

$$\bar{\sigma}_y(\sigma_1, \sigma_2) = \sigma_Y(\bar{\varepsilon}_p) \quad (3.10b)$$

La figure 3.18 présente la CLF basée sur la déformation après correction des problèmes de courbure, de trajets de déformation non linéaires et de pression de contact.

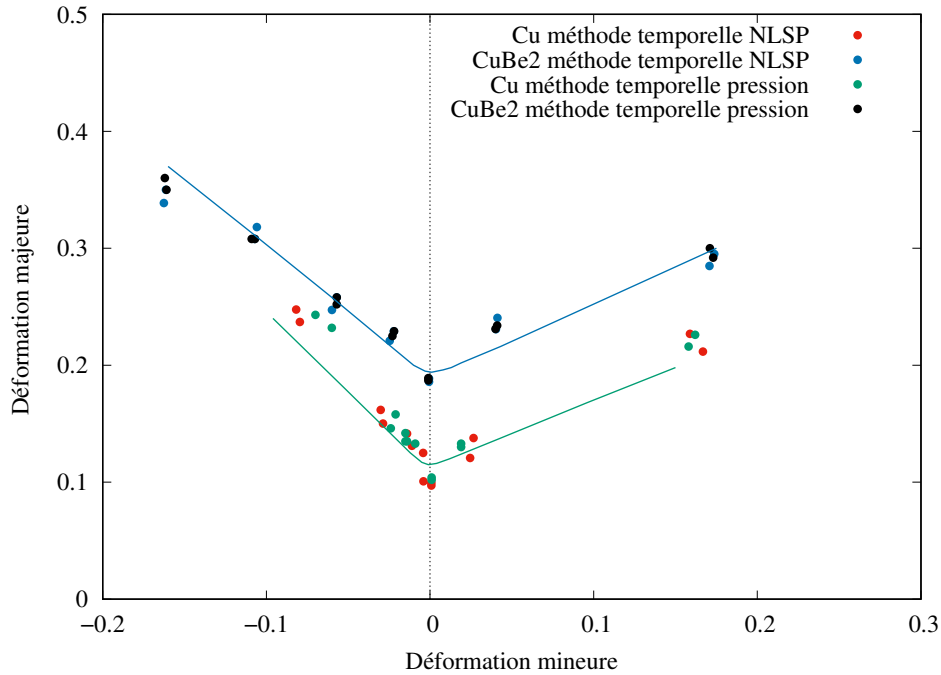


FIGURE 3.18 – Comparaisons des déformations limites avant et après la correction pour les effets de courbure, de trajet de déformation non linéaire et de la pression de contact

La méthode de correction adoptée dans ce travail pour obtenir des chemins de déformation linéaires jusqu'à la rupture est pertinente pour les tôles ultra-minces, puisque les chemins de déformation obtenus dans les tests de Nakazima présentent des chemins de déformation non linéaires. Ceci pourrait être confirmé par des tests de microformage Marciniak [102], mais ces tests sont généralement réalisés à une échelle bien inférieure à celle-ci, ce qui est susceptible d'exacerber d'autres effets locaux et d'échelle. Les CLF corrigées pour le Cu pur et l'alliage CuBe2 de la figure 3.18 sont en bon accord avec les résultats présentés par Noder et al. [65] sur des épaisseurs plus importantes, lors de l'étude de la formabilité d'un alliage AA5182 de 1.55 mm d'épaisseur et DP980, d'épaisseur 1.2 mm. Ces CLF résultantes peuvent donc être considérées comme les véritables limites de formage des matériaux étudiés, pour des chemins de déformation parfaitement linéaires en l'absence de pression normale dans l'épaisseur.

3.2.4 Simulation numérique du procédé de Nakazima

Description du modèle numérique

La simulation numérique de l'essai Nakazima a été effectuée en 3D, en utilisant le code de calcul éléments finis Abaqus 6.16 Standard. Pour des raisons de symétrie, seulement la moitié des éprouvettes a été modélisée en tant que corps déformable, tandis que les outils ont été considérés comme des surfaces analytiques rigides dont les dimensions respectent la géométrie réelle.

Les éprouvettes ont été maillées avec des éléments volumiques à interpolation linéaire et à intégration réduite (C3D8R) avec trois couches dans l'épaisseur (Fig.3.19). Un raffinement de maillage dans la zone centrale a été réalisé avec des éléments de taille $0.1 \times 0.1 \text{ mm}^2$ afin d'avoir des résultats précis dans la zone de la rupture.

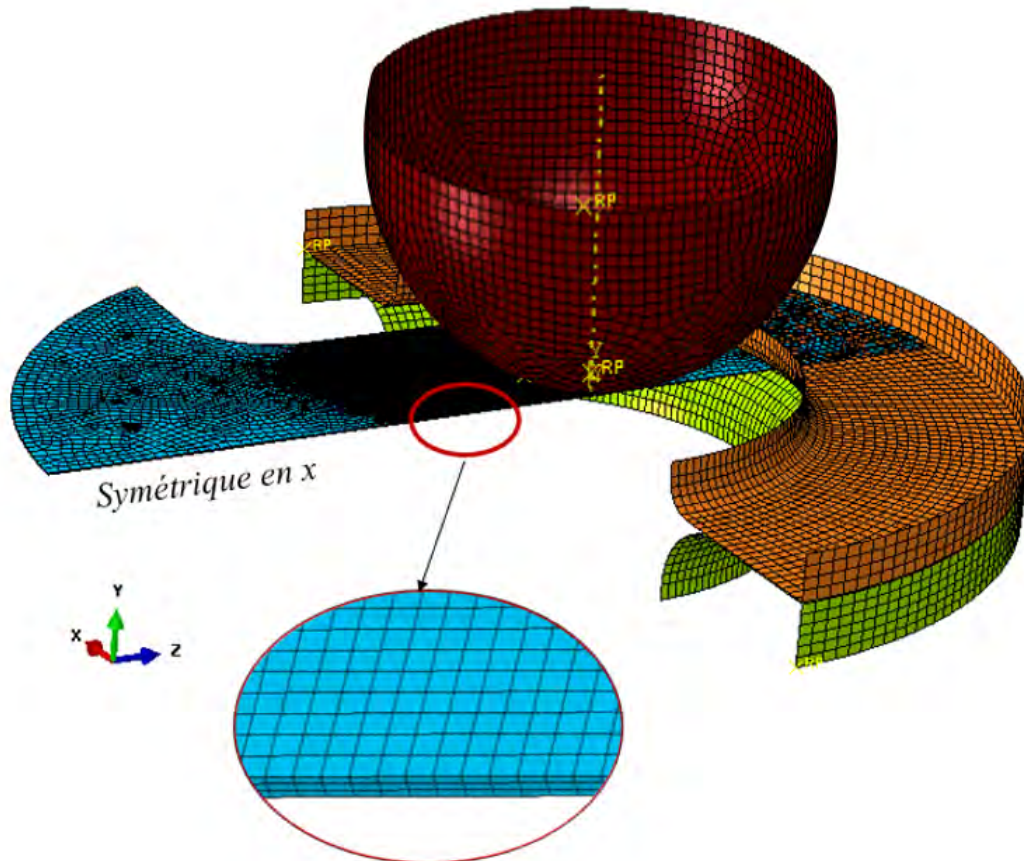


FIGURE 3.19 – Modèle numérique de l'essai Nakazima : Maillage des différents outils et éprouvette

Les conditions de contact-frottement entre le flan déformable et les outils rigides sont définies par la méthode de pénalité associée à une loi de Coulomb. Un coefficient de frottement $f_1 = 0.05$ est déterminé entre l'éprouvette et les surfaces de la matrice et du serre-flan et un coefficient $f_2 = 0$ entre l'éprouvette et le poinçon ; ce choix se repose sur les données expérimentales et le fait de bien lubrifier (téflon et huile) la surface de contact éprouvette-poinçon afin de favoriser la rupture au centre. L'exemple du Cu est retenu pour la présentation du modèle numérique.

Sensibilité aux paramètres numériques

La taille du maillage peut avoir une grande influence sur la précision des résultats obtenus et sur le temps de calcul. Il est donc nécessaire de faire une étude de sensibilité du maillage pour pouvoir déterminer la taille de maille optimale. Pour évaluer les effets de la stratégie de maillage, cinq tailles de maille de la partie centrale de l'éprouvette ont été considérées à savoir 0.2, 0.4, 0.6 et 0.8 mm et une taille de 0.8 mm pour le reste de l'éprouvette (Fig.3.20). Pour ces différents maillages, le nombre de couches est de 3 éléments dans l'épaisseur.

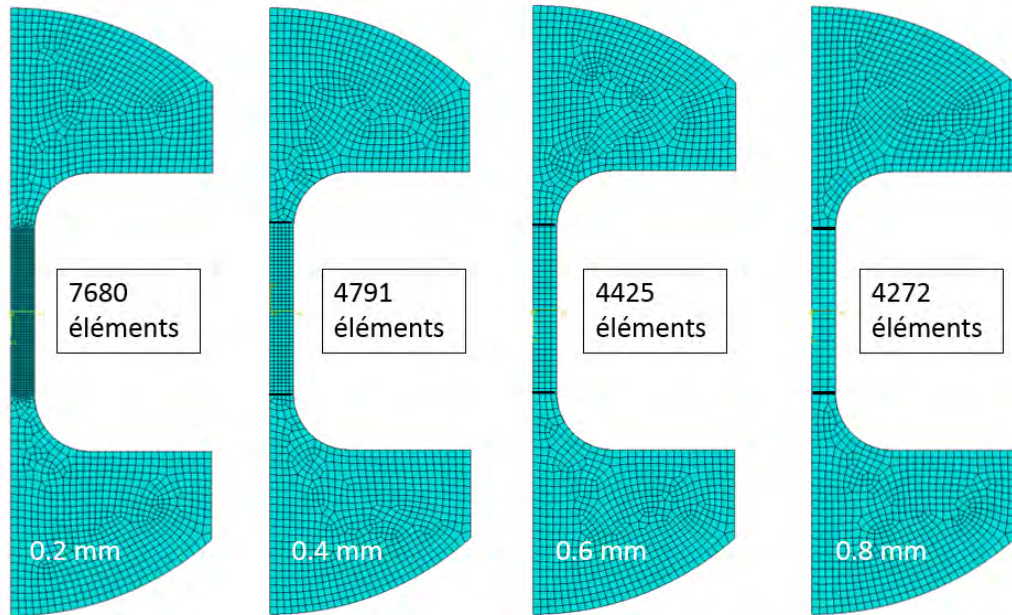


FIGURE 3.20 – Maillage utilisé pour l'étude de la sensibilité au maillage.

La figure 3.21 illustre les résultats de l'analyse sur la taille de maille. On peut remarquer que la taille de maille influe légèrement les résultats obtenus. L'utilisation d'un maillage plus fin (0.2 mm) a tendance à sous estimer le point de rupture, tant dis que celle de maillage plus gros surestime ce dernier. Les courbes exprimant l'évolution de la force obtenue sur le poinçon avec un maillage de 0.4 et 0.6 mm sont très proches au moment de la rupture avec un écart de 5 % de l'effort du poinçon par rapport à la courbe expérimentale. Les résultats semblent également converger vers le maillage ayant une taille de 0.4 mm qui est donc sélectionnée pour la suite des simulations et pour toutes les autres configurations d'éprouvettes.

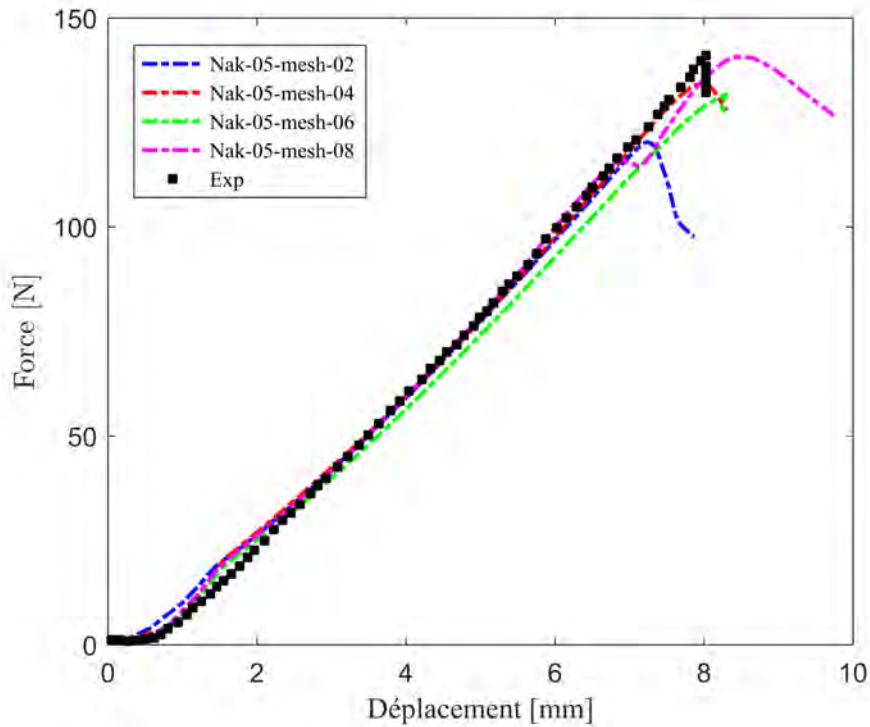


FIGURE 3.21 – Effet de la taille de maille sur les courbes numériques de l'effort en fonction du déplacement du poinçon pour la géométrie de largeur 5 mm.

Le coefficient de frottement est aussi un paramètre déterminant dans la simulation des procédés de mise en forme. Par conséquent, sa détermination précise est nécessaire pour des prédictions fiables du procédé. Lors de l'essai de Nakazima, l'application d'un lubrifiant est primordiale afin de réduire au maximum le frottement entre le poinçon et l'éprouvette. Donc il est pertinent de vérifier l'influence de coefficient de frottement utilisé pour la modélisation les contact du modèle. La figure 3.22 présente l'évolution de la force maximale atteinte en fonction du coefficient de frottement. Ce coefficient a une faible influence sur l'effort maximal du poinçon, puisqu'on observe une variation de 10 N seulement pour la plage de coefficients étudiés (0, 0.05 et 0.08). Avec un contact sans frottement on tend vers la valeur la plus proche des résultats expérimentaux.

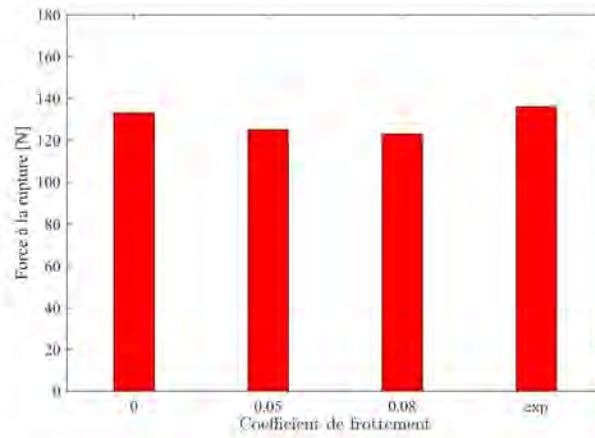


FIGURE 3.22 – Influence du coefficient de frottement sur l’effort maximal du poinçon.

La figure 3.23 présente la comparaison entre les résultats numériques de l’effort en fonction de déplacement du poinçon pour des conditions de lubrification différentes. On peut noter que la diminution du coefficient de frottement engendre une diminution de l’effort enregistré au cours de la simulation, les courbes obtenues sont presque superposées. Un contact sans frottement a donc été retenu pour la suite de cette étude numérique

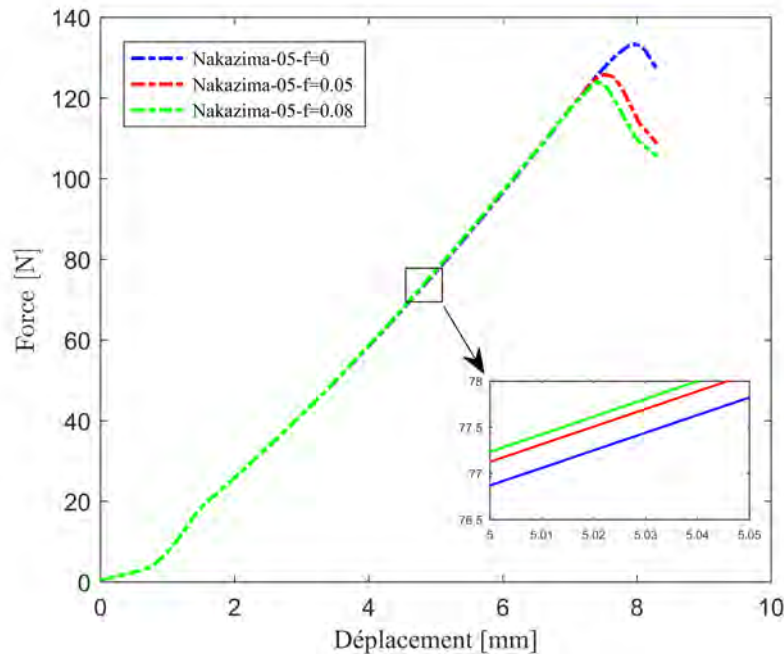


FIGURE 3.23 – Influence du coefficient de frottement sur les courbes numériques de l’effort en fonction du déplacement du poinçon.

Dans la construction des CLF numériques, les modes de chargement mécanique passent de l'expansion biaxiale à la traction uniaxiale lorsque la largeur de l'échantillon diminue de $W = 65$ mm à $W = 5$ mm à partir d'un outillage unique. On discute maintenant les résultats obtenus pour trois configurations particulières d'éprouvettes (Fig.3.24).

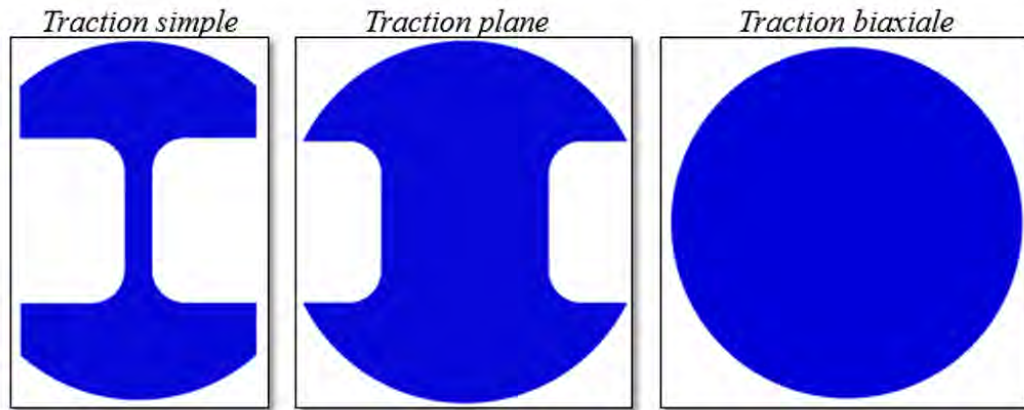


FIGURE 3.24 – Configurations particulières d'éprouvettes : traction simple ($W = 5mm$), traction plane ($W = 30mm$) et la traction biaxiale ($W = 65mm$)

L'effort sur poinçon est un paramètre utilisé pour valider les conditions aux limites du modèle numérique. Les courbes effort-déplacement du poinçon, enregistrées jusqu'à la rupture de la tôle du cuivre pur sont comparées à celles obtenues numériquement sur la figure 3.25. Pour le cuivre pur, l'effort du poinçon obtenu avec la simulation numérique pour toutes les configurations est légèrement inférieur à celui des essais expérimentaux. Ce résultat s'explique par l'utilisation du critère de plasticité anisotrope (le modèle de Hill48) qui permet de bien représenter l'anisotropie de la déformation, mais qu'au niveau des contraintes, il a tendance à diminuer fortement la contrainte par les autres orientations que la direction de laminage. Il s'agit d'un problème récurrent du critère de Hill [70].

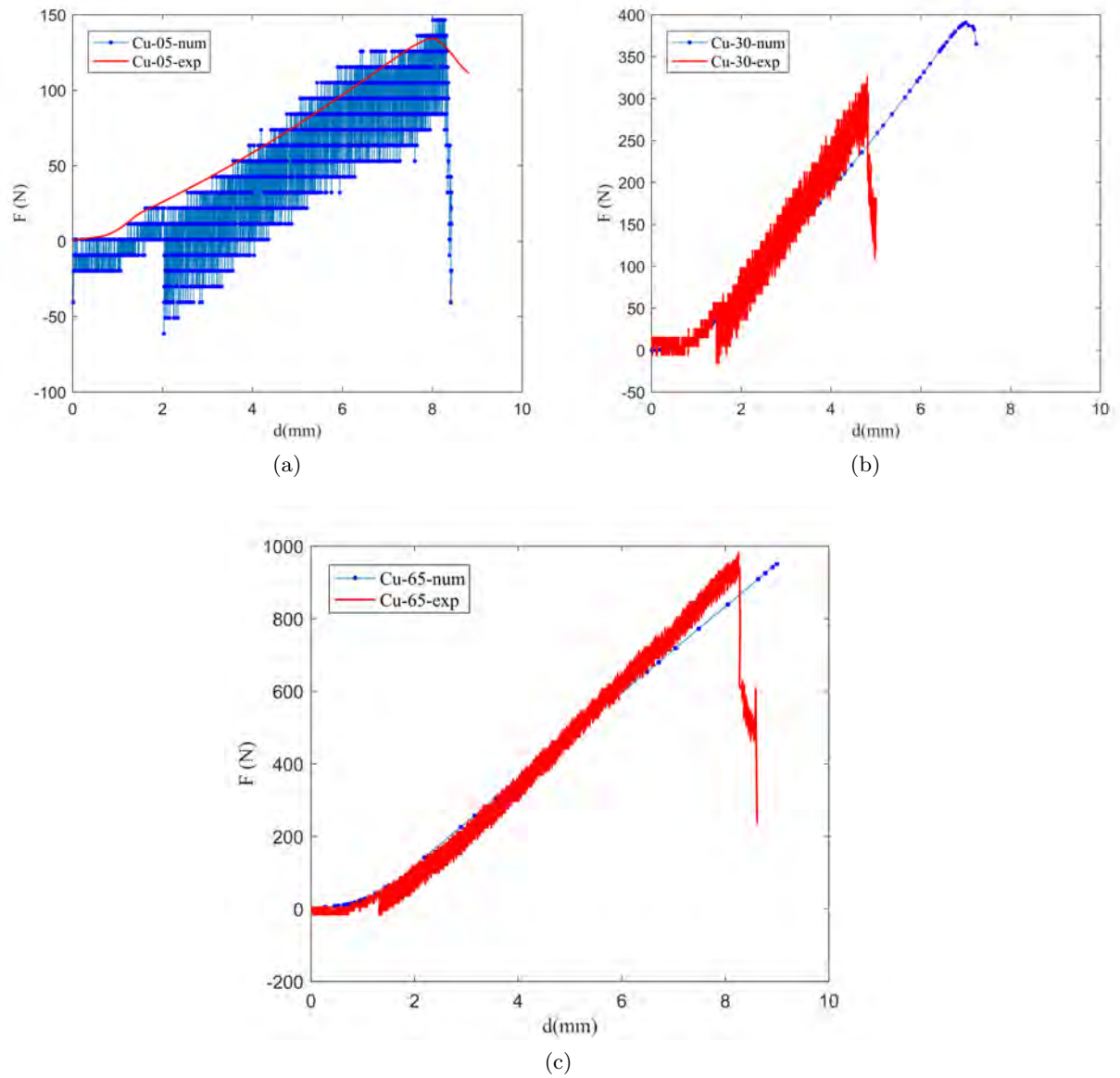


FIGURE 3.25 – Effort du poinçon calculé pour les trois configurations typiques de l'éprouvette du cuivre pur

L'évolution de la déformation majeure en fonction de la déformation mineure au cours de l'essai influence la CLF du matériau. Cette évolution permet de vérifier également la validation de la loi de comportement du matériau utilisé ainsi que les conditions aux limites du modèle. Les valeurs des déformations majeure et mineure sont effectuées dans une zone centrale de l'éprouvette (localisation de rupture) par des valeurs moyennes d'éléments. Pour chaque configuration d'éprouvettes, on étudie le trajet de déformation, en reportant sur un même diagramme, l'évo-

lution des déformations principales logarithmiques (Fig.3.26). Les trajets de déformation numérique de toutes les configurations sont superposés sur celles de l’essai expérimental, l’évolution des déformations principales logarithmiques sont reportés sur la figure 3.26. On remarque une bonne cohérence entre les résultats expérimentaux et numériques tout en précisant que la déformation majeure principale numérique de chaque configuration tend vers des valeurs relativement élevées par rapport à celle enregistrées expérimentalement.

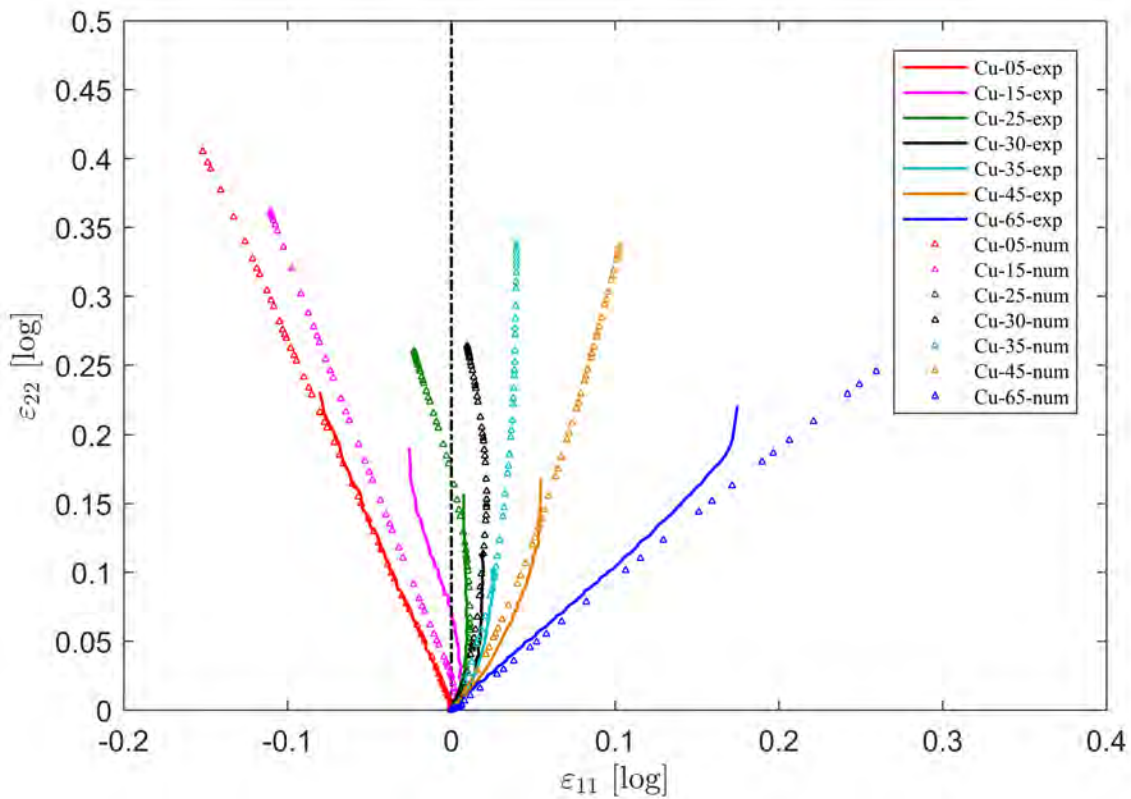


FIGURE 3.26 – Evolution des déformations majeure-mineure numérique des éprouvettes en Cu pur. Comparaison par rapport aux trajets expérimentaux.

3.2.5 Prédiction numérique de la CLF avec les critères de rupture

Dans un premier temps, les critères de rupture ont été identifiés à partir de l’essai de traction uniaxiale, comme présenté dans le chapitre 2. L’initialisation et l’emplacement de la rupture prédits par les critères présentés précédemment dans l’essai de Nakazima sont illustrés sur les figures 3.28 et 3.27. Tous les critères de fracture ductile ont donné des prévisions précises de l’initialisation et de l’emplacement de la fracture en raison de la déformation de striction. En particulier, la déformation localisée a permis aux modèles d’endommagement de capturer avec précision le déclenchement de la striction. La valeur d’endommagement maximale prédite par

chaque critère était toujours située sur la couche externe pendant tout le procédé, ce qui est cohérent avec les observations expérimentales.

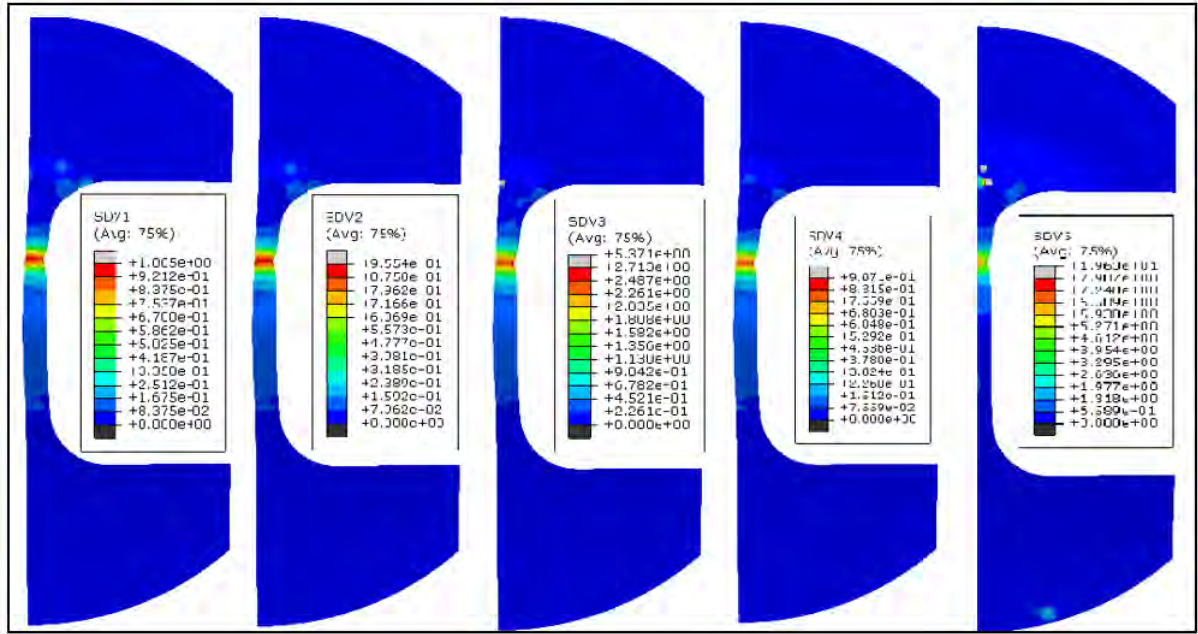


FIGURE 3.27 – Distributions des valeurs d’endommagement dans l’essai Nakazima avec les critères de rupture de Oh, Brozzo, Ayada, Rice et Lou respectivement : configuration de largeur 5 mm

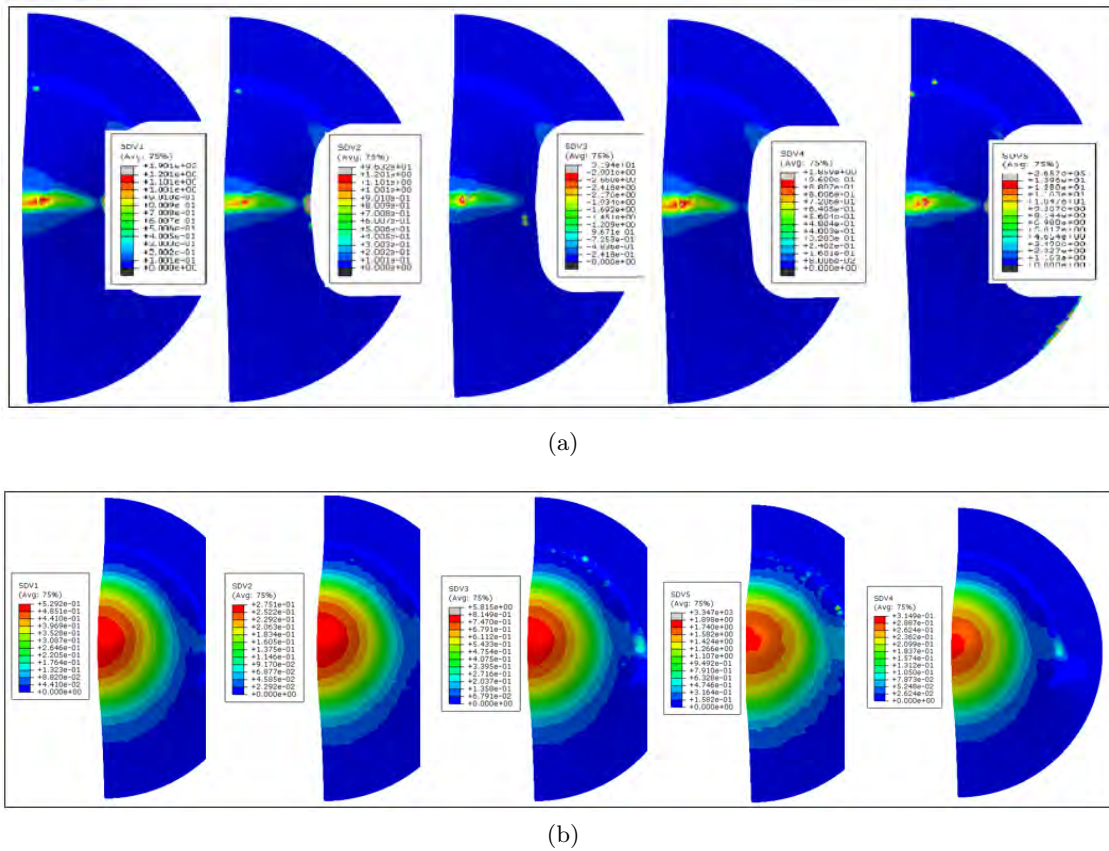


FIGURE 3.28 – Distributions des valeurs d'endommagement dans l'essai Nakazima avec les critères de rupture de Oh, Brozzo, Ayada, Rice et Lou respectivement : (a) configuration de largeur 30 mm (b) configuration de largeur 65 mm

A l'exception de la configuration de largeur 5 mm (Fig.3.27) qui correspond à la traction uniaxiale, la rupture est localisée au centre de l'éprouvette pour toutes les configurations étudiées lors de l'essai Nakazima du cuivre pur.

Les déformations limites ont été déterminées en substituant les historiques de déformations obtenues à partir de la simulation par éléments finis du test de Nakazima dans les critères de rupture ductile. Les CLF prédites à l'aide de différents critères de rupture ductile ont été comparées à la CLF expérimentale, selon la figure 3.29.

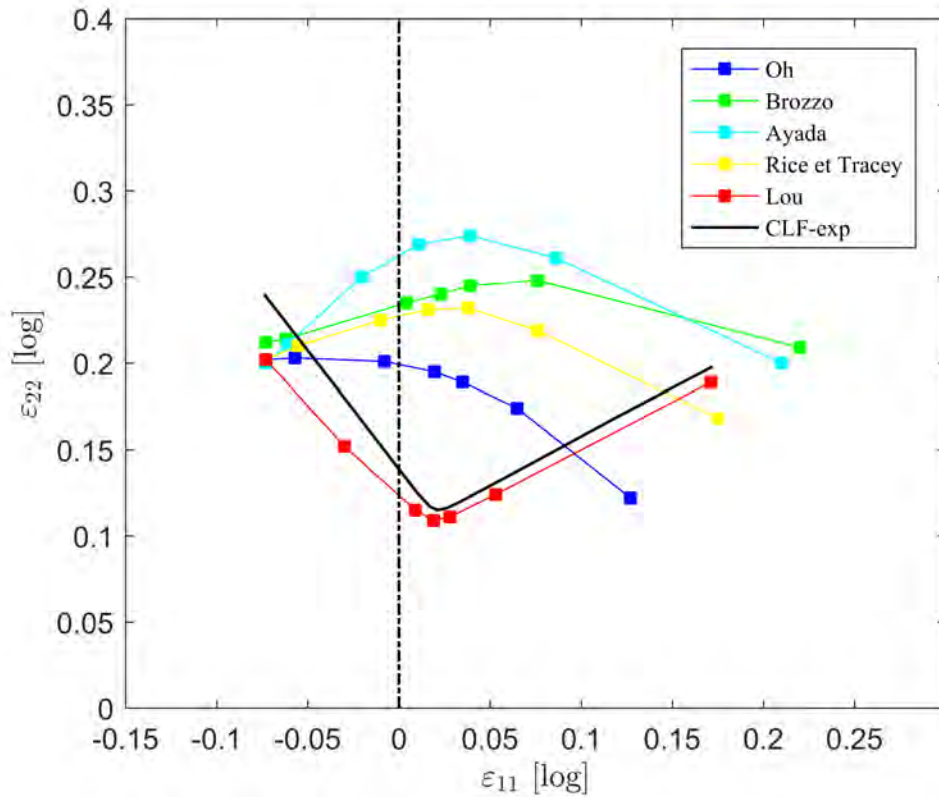


FIGURE 3.29 – Comparaison entre la CLF expérimentale et numériques obtenues par les différents critères de rupture identifiés à partir de l'essai de traction

Les déformations à la rupture sont prédites avec succès en utilisant le critère de Lou bien qu'elles sont légèrement inférieures aux valeurs expérimentales. Tandis que pour les quatre autres critères (Oh et al, Brozzo et al, Rice et Tracey et Ayada), ont également déterminé avec succès la déformation de la rupture pour le côté gauche du diagramme ($\varepsilon_1 \geq 0$ et $\varepsilon_2 \leq 0$) plus précisément celle de la condition de traction simple, les prédictions du côté droit du diagramme ($\varepsilon_1 \geq 0$ et $\varepsilon_2 \geq 0$) ne sont pas acceptables ; ces critères ont tendance à surestimer la valeur de déformation à la rupture pour la condition de traction plane, les valeurs obtenues sont nettement supérieures aux valeurs expérimentales. Les formes générales des courbes de limites de formage prévues à l'aide des critères de rupture étudiés à l'exception du critère de Lou, ne sont pas en bon accord avec les résultats expérimentaux.

Dans un deuxième temps, les critères de rupture sont identifiés directement à partir d'un des essais Nakazima. Les constantes critiques d'endommagement sont déterminées à partir de l'essai Nakazima correspondant à l'éprouvette de largeur 5 mm dont le trajet de déformation est proche de la traction uniaxiale. L'évolution des paramètres d'endommagement de chaque

critère de rupture déterminés à partir de cet essai en fonction de la déformation principale majeure atteinte au point de rupture lors de l'essai Nakazima des configurations particulières est présentée sur la figure 3.30.

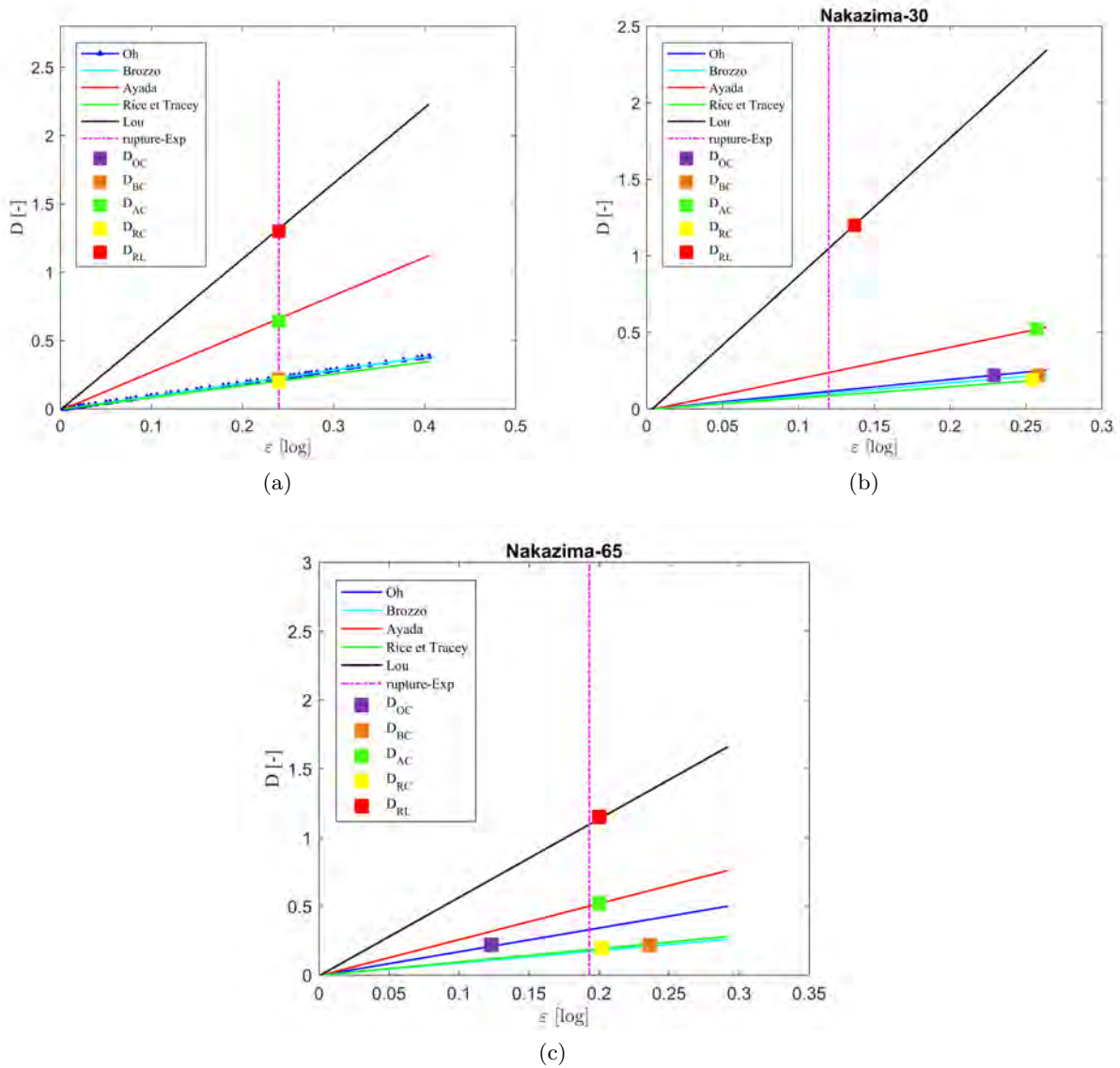


FIGURE 3.30 – Évolution des paramètres d'endommagement en fonction de la déformation majeure au cours de l'essai Nakazima du cuivre pur : (a) configuration de largeur 5 mm, (b) de largeur 30 mm, (c) configuration de largeur 65 mm

Les valeurs obtenues pour chaque configuration ont été regroupées dans un diagramme limite de formage et comparées à la CLF déterminée expérimentalement sur la figure 3.31

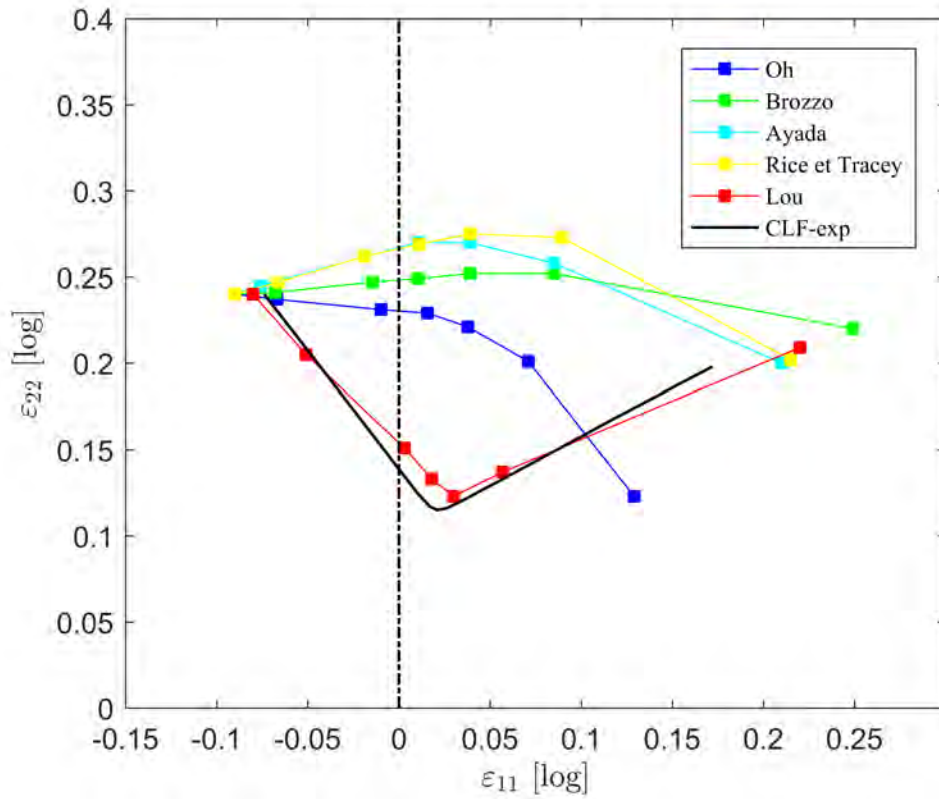


FIGURE 3.31 – Comparaison entre la CLF expérimentale et les CLF numériques obtenues par les différents critères de rupture identifiés à partir de l'essai de Nakazima

De la figure 3.31, il ressort que tous les critères étudiés ont permis une bonne prédiction de la rupture dans les conditions de traction simple. Les critères de Oh, Brozzo, Ayada et Rice ont abouti à des résultats non raisonnables pour le reste des conditions de chargement. Seul le critère de Lou a bien estimé la rupture des différents chargements de cuivre pur. Dans ce cas, la CLF numérique obtenue est cohérente avec celle expérimentale.

La comparaison des CLF obtenues par les différents critères de ruptures, identifiés à partir de l'essai de traction et l'essai Nakazima dans les conditions de traction simple, est présentée sur la figure 3.32.

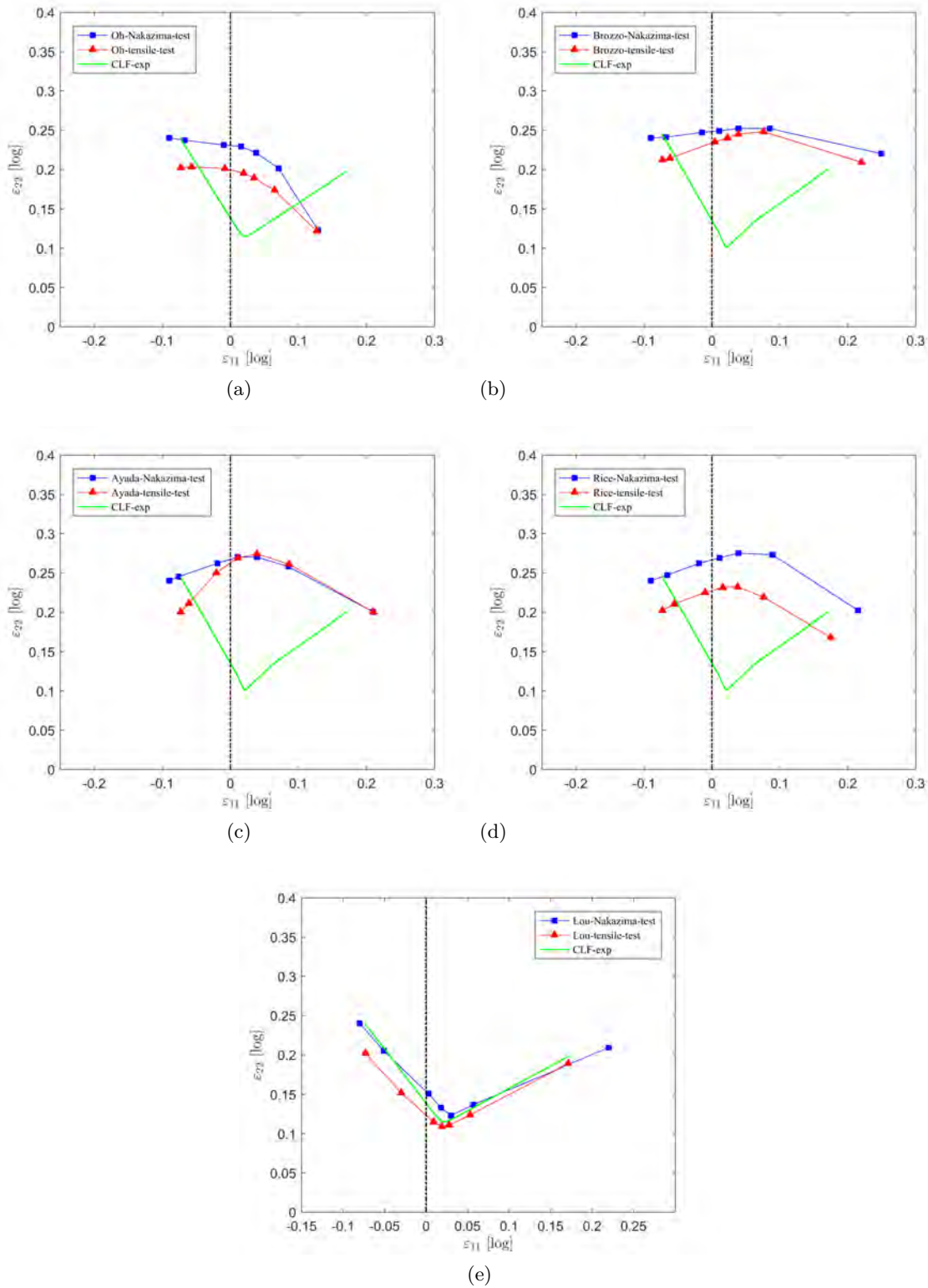


FIGURE 3.32 – Comparaison entre Clf numérique obtenue par l'identification des critères par le test Nakazima et l'essai de traction et la CLF expérimentale : (a) critère de Oh, (b) critère de Brozzo, (c) critère de Ayada, (d) critère de Rice et (e) critère de Lou

Dans cette comparaison, on se repose sur les résultats obtenus par le critère de Lou puisque ce dernier est le seul qui permet d'obtenir une estimation convenable de la CLF de cuivre pur. En effet, mis à part celui-ci, tous les critères ne semblent pas être adéquats pour prédire les limites de formabilité du matériau étudié, et ce, spécialement pour la partie droite du diagramme de formabilité. Les résultats obtenus à partir de l'essai de traction sont légèrement inférieurs aux déformations principales enregistrées expérimentalement. Toutefois, la CLF expérimentale et la CLF obtenue par le critère de Lou suite à l'identification des paramètres à partir de l'essai de Nakazima sont presque superposées. L'essai de Nakazima est donc retenu pour la suite des analyses pour l'identification des critères de rupture de l'alliage de cuivre.

3.2.6 Compensation de la CLF numérique pour les effets dépendants du procédé

Les déformations limites obtenues à partir de critère de rupture de Lou identifié à partir de l'essai Nakazima numérique ont été ajustées pour les effets de chemin de déformation non linéaires suivant la procédure citée précédemment. La figure 3.33 représente les CLF numériques avant et après correction comparées aux CLF expérimentales après correction pour le Cu et CuBe2. Les déformations limites numériques corrigées pour les effets du chemin de déformation non linéaires montrent une bonne cohérence avec les résultats expérimentaux.

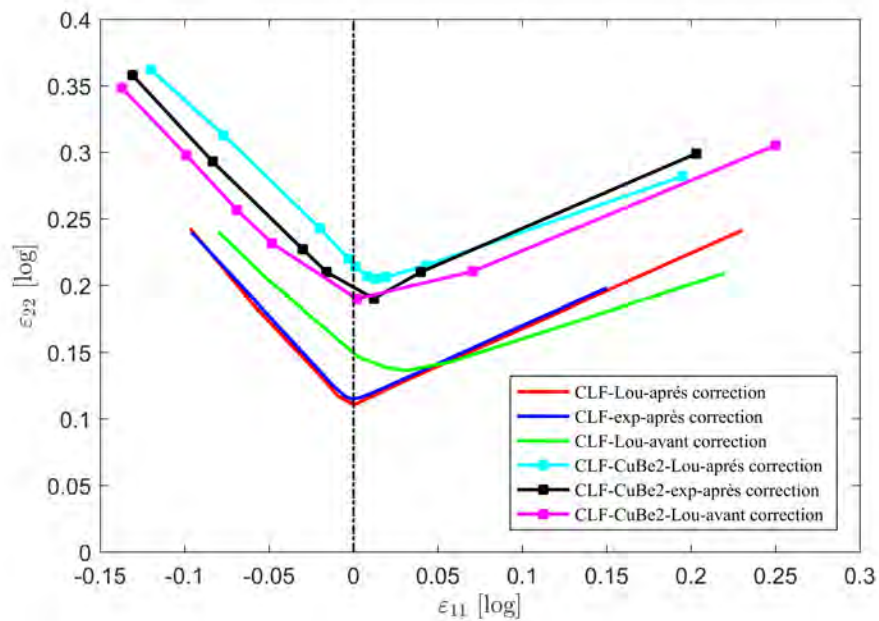


FIGURE 3.33 – Comparaison des CLF numériques et expérimentales avant et après compensation pour le Cu et le CuBe2

3.3 Conclusion

Ce chapitre a porté sur la caractérisation expérimentale et numérique des limites de formabilité des tôles ultra fines (épaisseur 0.1 mm) de cuivre. Les essais Nakazima sont réalisés avec un dispositif spécifique afin de déterminer expérimentalement le début de rupture et les courbes limites de formage des deux matériaux. Deux méthodes ont été utilisées pour déterminer la striction, la méthode temporelle et la méthode dépendante de la position (méthode ISO-12004). Comme la plupart des tests présentent des chemins de déformation non linéaires, une méthode de compensation est utilisée pour corriger la mesure des CLF pour les chemins de déformation non linéaires, les effets de courbure et la pression des outils. Par conséquent, des CLF de tôles ultra fines de cuivre pur et d'alliage de cuivre-béryllium, indépendamment du procédé et avec une hypothèse de chemin de déformation linéaire, ont été soigneusement établies. Les principales conclusions sont résumées comme suit :

1. La méthode ISO 12004-2 sous-estime les CLF pour les deux matériaux. La méthode dépendante du temps, avec sa détermination numérique du début de la striction, offre la possibilité de générer des CLF objectives et reproductibles sans aucune influence de l'utilisateur. Cette méthode est plus stable et améliore la mesure de la formabilité.
2. Concernant la méthode de compensation, la différence entre les déformations des différentes couches est faible et l'effet de courbure peut être négligé pour une telle épaisseur et diamètre de poinçon. Par conséquent, aucune influence n'a été observée sur les CLF en raison des effets de courbure.
3. Le procédé de correction conduit à une réduction de la déformation de striction dans la direction de déformation principale pour les deux matériaux, mais à une augmentation de la déformation de rétrécissement par expansion. Le trajet de déformation instantané converge vers la déformation plane et la correction de trajet de déformation non linéaire a considérablement réduit la déformation mineure.
4. En se basant sur la simulation numérique de l'essai de Nakazima et en exploitant différents critères de rupture macroscopique, on a pu 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.

CARACTÉRISATION ET MODÉLISATION DE L'OPÉRATION DE PLIAGE

La striction, la localisation de la rupture et le retour élastique sont les principaux défauts observés en mise en forme des matériaux métalliques. Dans ce chapitre, on présente dans la première partie les résultats expérimentaux du procédé du pliage en U des tôles ultra fines d'alliage de cuivre béryllium d'épaisseur 0.1 mm. La deuxième partie est consacrée à la simulation numérique du retour élastique et à l'étude des paramètres numériques qui peuvent influencer sur ce phénomène. Enfin, la dernière partie sera portée sur la caractérisation et la prédiction de la rupture de l'alliage de cuivre béryllium lors du procédé du pliage en U. En effet, lors du processus du pliage en U, le problème de plissement n'a pas un défaut de premier ordre, de sorte que la qualité de la pièce formée peut être évaluée uniquement sous l'aspect de la rupture et du retour élastique. Le retour élastique est un phénomène qui a lieu lors de la dernière étape des opérations de formage de tôles sous l'action de contraintes résiduelles internes qui ne sont pas uniformément réparties dans toute l'épaisseur de la pièce [12]. Il peut conduire à la modification de la forme et des dimensions de la pièce. Il est nécessaire de mesurer et de prévoir efficacement le retour élastique afin que la forme finale puisse être obtenue avec précision. Ainsi, on s'intéresse à un problème 2D afin de caractériser le retour élastique d'une manière simplifiée.

4.1 Dispositif et conditions expérimentales

La mise en forme a été effectuée sur une presse hydraulique Zwick BUP 200 avec une vitesse du poinçon de 1 mm.s^{-1} et la course totale du poinçon est de 9 mm. La géométrie du problème de pliage en 2D est illustrée à la figure 4.1 . Les pièces en U sont obtenues à partir d'éprouvettes rectangulaires de $36 \times 45 \text{ mm}^2$ en alliage de cuivre béryllium d'épaisseur 0.1 mm caractérisé dans le chapitre 2. Différentes forces de serrage (de 2700 N à 5500 N) ont été prises en compte afin de trouver la valeur adéquate qui permet de faire varier le retour élastique sans avoir une rupture précoce. Un téflon liquide a été pulvérisé sur les surfaces de l'outil afin de réduire le coefficient du frottement entre les différents éléments. Pour chaque condition étudiée, l'essai a été triplé pour s'assurer de la reproductibilité des résultats. La tôle rectangulaire est d'abord positionnée sur la matrice, puis le serre-flan vient presser la tôle. Le poinçon se déplace ensuite verticalement de 9 mm pour emboutir partiellement la tôle tout en laissant une distance de 9 mm sous le serre-flan. Enfin , le poinçon est retiré par un mouvement inverse. L'outillage utilisé ne comprend pas de jonc de retenue.

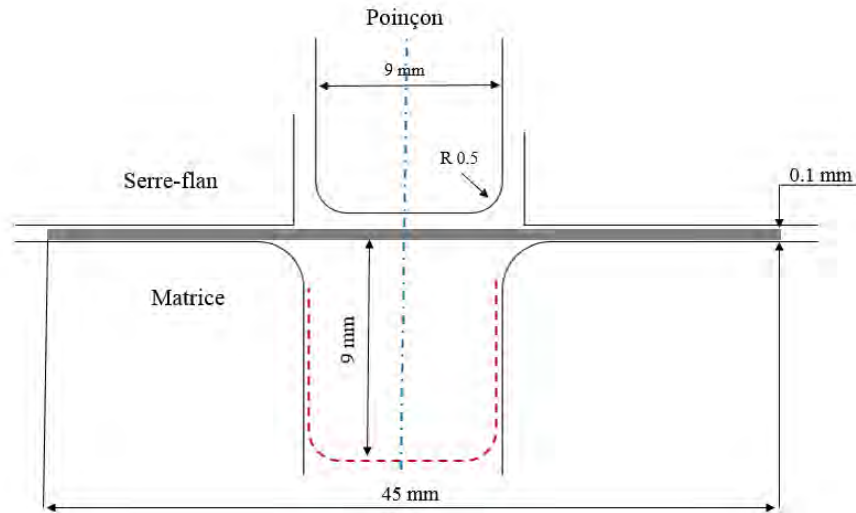


FIGURE 4.1 – Une vue schématique des outils et leurs dimensions pour l'essai de pliage en U

Le dispositif est muni d'un système d'acquisition de données, la force de maintien de la tôle, la force exercée par le poinçon ainsi que son déplacement ont été enregistrés au cours de l'essai.

4.2 Influence de l'effort de serrage sur le retour élastique

La force exercée par le serre-flan est le facteur prépondérant sur le retour élastique. Des études précédentes ont montré qu'une augmentation de la force de serrage entraîne une réduction du retour élastique [103], [104], [12]. La figure 4.2 présente la variation de la forme des deux éprouvettes en alliage CuBe2 pliées à différentes force de serrage ($F_s = 2700\text{N}$ et $F_s = 5500\text{N}$). En effet, pour un effort plus important, les tensions dans la partie étirée sont plus importantes créant ainsi un écrouissage plus important et une déformation plastique localisée dans l'épaisseur de la tôle [105].

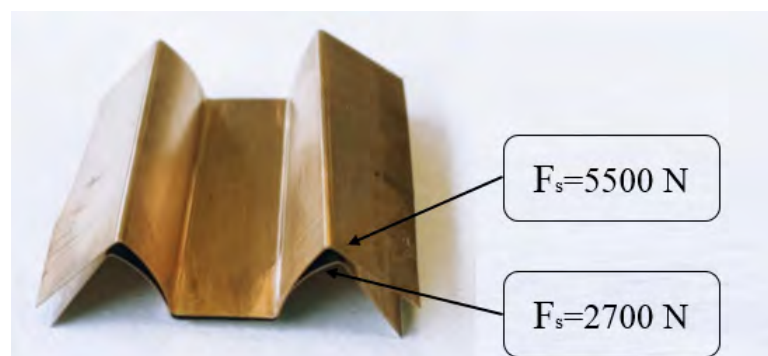


FIGURE 4.2 – Éprouvettes en alliage CuBe2 pliées à différentes forces de serrage (F_s)

Le retour élastique a été mesuré en considérant les formes de la section transversale des pièces formées obtenues après le retrait des outils. Le retour élastique est caractérisé par trois paramètres qui sont ; l'angle θ_1 entre le fond et le mur , le l'angle θ_2 entre la paroi et le bord rabattu et le rayon de courbure de la paroi latérale ρ comme cela a été défini au chapitre 1. L'influence de la force de serrage du serre-flan a été étudiée en analysant les courbes des forces en fonction du déplacement du poinçon d'une part et en comparant les paramètres du retour élastique d'autre part.

La figure 4.3 représente l'effet de la force de serrage sur l'évolution de l'effort sur le poinçon en fonction de son déplacement lors des essais de pliage en U expérimentale. Sept valeurs de force ont été testées. La tendance générale des courbes est la même, l'effort exercé par le poinçon augmente linéairement avec le déplacement jusqu'à une valeur maximale pour un déplacement d'environ de 1.4 mm pour tous les essais. On peut noter qu'il y a un accroissement significatif de la force maximale sur le poinçon d'environ 26% lors de l'augmentation de la force de serrage du serre-flan de 2700 N à 5500 N. Avec l'augmentation de la force de serrage, les possibilités d'écoulement de la tôle diminuent également. Par conséquent, une force sur le poinçon supérieure sera requise pour former complètement de la pièce.

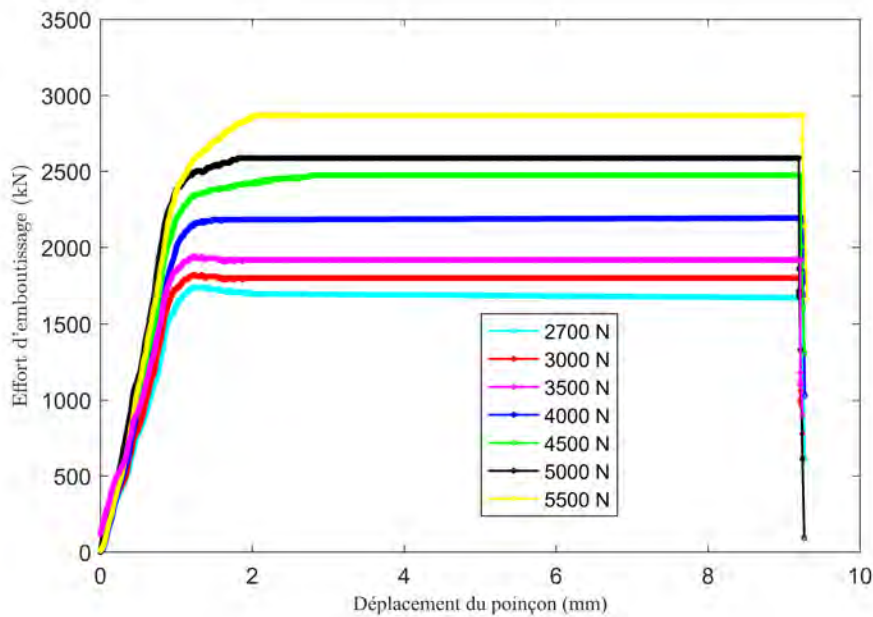


FIGURE 4.3 – Influence de la force de serrage sur les courbes effort-déplacement lors de l'essai de pliage avec l'alliage CuBe2

La valeur du retour élastique pour les différents essais réalisés est présentée sur la figure 4.4. La géométrie finale des pièces embouties (Fig.4.4-a) est mesurée à l'aide d'un scanner laser à partir des surfaces inférieures des pièces en U, un nuage de points de données a été créé et post-

traité pour extraire les profils 2D de la pièce pour chaque condition imposée. Les paramètres caractéristiques du retour élastique sont ensuite calculés à partir des profils 2D. L'angle θ_1 qui caractérise l'ouverture entre le fond de la section et le mur, varie entre 110° et 120° . La valeur moyenne du deuxième angle caractéristique θ_2 est de l'ordre de 55° (Fig.4.4-b). Il faut dire que θ_1 et θ_2 varient assez peu. En revanche, l'alliage CuBe2 présente une grande ouverture caractérisée par une valeur de la courbure de la paroi relativement faible, d'environ 8.5 mm (Fig.4.4-c). On observe bien que plus la force de serrage augmente, plus le retour élastique est réduit, et cela est traduit par l'augmentation de θ_2 et ρ et la diminution de θ_1 .

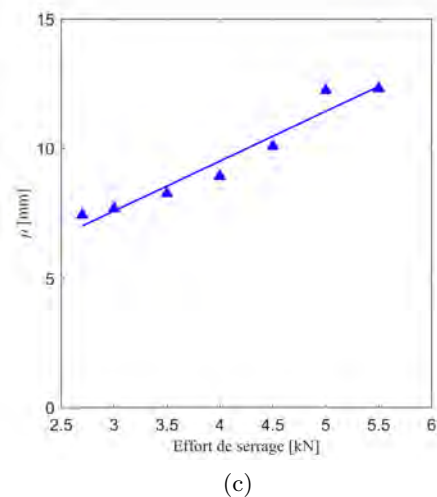
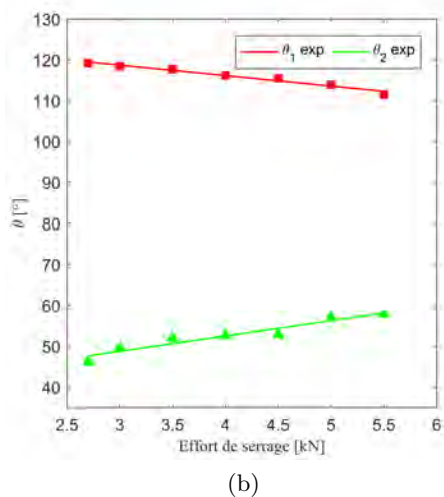
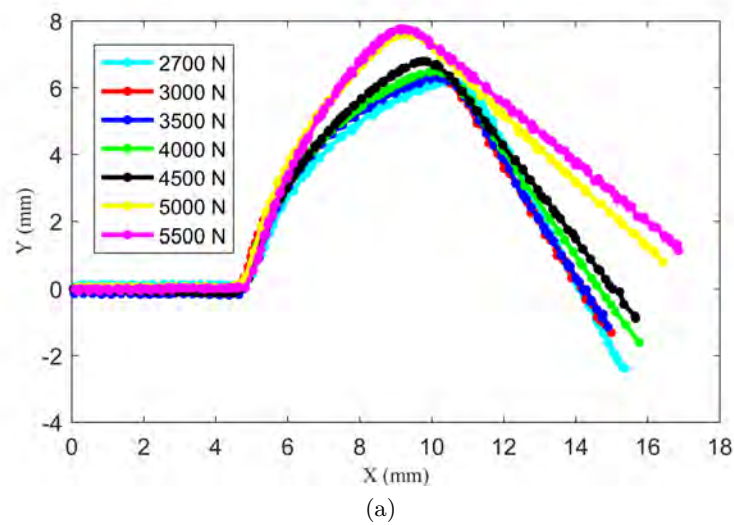


FIGURE 4.4 – Influence de la force de serrage sur le retour élastique des pièces en forme de U de CuBe2

Une tendance à la réduction du retour élastique avec l'augmentation de la force de serrage

est observée. Ceci est cohérent avec les résultats trouvés par Liu et al.[105], Kim et al.[103], Lee et al.[104], Nguyen et al.[106] à travers des essais effectués sur l'acier et les alliages d'aluminium.

4.3 Simulation numérique du retour élastique lors de l'essai du pliage en U

Afin d'étudier le retour élastique de l'alliage CuBe2 après le mise en forme, un modèle élément finis du procédé de pliage en U en 2D a été développé avec le code de calcul Abaqus/Standard. Compte tenu de la symétrie géométrique du procédé, seule la moitié du modèle a été simulée selon la figure 4.5-a. Les dimensions du flan sont de longueur 36 mm, de largeur 45 mm et 0.1 mm d'épaisseur.

Pour simuler ce procédé de mise en forme et pour prédire le comportement lors du retour élastique, les simulations ont été effectuées en trois étapes similaires aux étapes expérimentales. Dans la première étape, une force a été appliquée par le serre-flan afin de maintenir le flan entre la matrice et le serre-flan. La valeur de cette force agit considérablement sur l'amplitude du retour élastique enregistrée sur la pièce finale. Dans la deuxième étape, le poinçon se déplace vers le bas d'une course de 9 mm dans la cavité de la matrice et déforme le flan à vitesse constante. Dans la dernière étape, les outils sont retirés, la pièce formée est complètement éjectée de l'outillage et tous les contacts sont supprimés. Le retour élastique est observé après cette étape en raison du changement des forces de contact et de l'effet de déchargement.

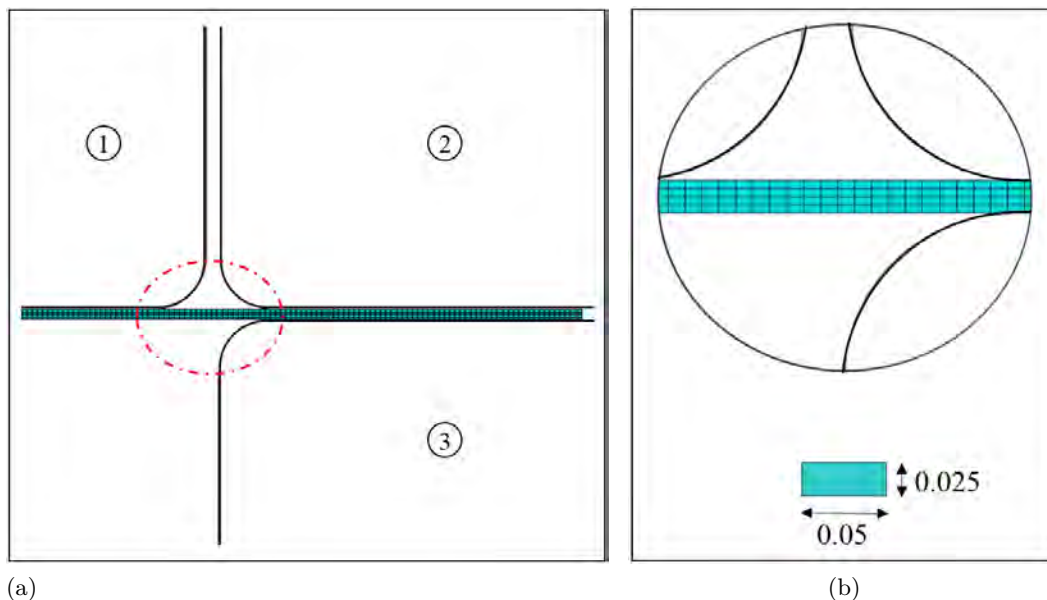


FIGURE 4.5 – Modèle EF du procédé de pliage en U : a) géométrie des outils ; 1 :poinçon, 2 : serre-flan et 3 : matrice. b)Maillage du flan et leur taille (en mm).

Par souci de simplicité, les outils ont été considérés comme des surfaces analytiques rigides tandis que le flan est déformable. Des éléments linéaires à quatre nœuds en intégration réduite et en déformations planes (CPE4R) ont été utilisés, avec quatre couches d'éléments dans l'épaisseur (Fig.4.5-b).

Les propriétés mécaniques détaillées des tôles de l'alliage CuBe2 d'épaisseur 0.1 mm sont définies dans le chapitre 2. Le coefficient de frottement entre la pièce et les éléments d'outillage a été déterminé sur la base de l'étude expérimentale en ajustant les courbes force-déplacement expérimentales et numériques.

4.3.1 Résultats et discussion

Pour évaluer la fiabilité du modèle proposé et la précision des résultats de simulation numérique, différentes valeurs de coefficient de frottement ont été étudiées. Le coefficient de frottement entre le flan et l'outillage est l'un des paramètres les plus importants, qui a une influence significative sur la formabilité de la tôle et la qualité de la pièce finale.

La figure 4.6 montre la courbe expérimentale de la force en fonction du déplacement du poinçon pour un effort de serrage de 2700 N et les courbes numériques obtenues pour différentes valeurs du coefficient de frottement f_2 entre la tôle, le serre-flan et la matrice. Le coefficient de frottement influence fortement la valeur maximale de la force de poinçon, avec un écart de 400 N entre un coefficient $f_2 = 0.13$ et $f_2 = 0.2$. La force nécessaire pour déformer le flan serré entre la matrice et le serre-flan est en effet plus élevée si le frottement est plus élevé. Ceci peut être expliqué par la difficulté de l'avalement de la matière lors de la descente du poinçon avec des conditions tribologiques relativement sévères [107] [108]. Un pic est observé sur la courbe expérimentale pour un déplacement de 1.25 mm qui peut correspondre au moment de la formation des rayons de l'embouti, générés par la matrice et le poinçon. En effet, le frottement augmente au moment du contact du flan avec les congés de la matrice et du poinçon, ce qui implique une augmentation de la force.

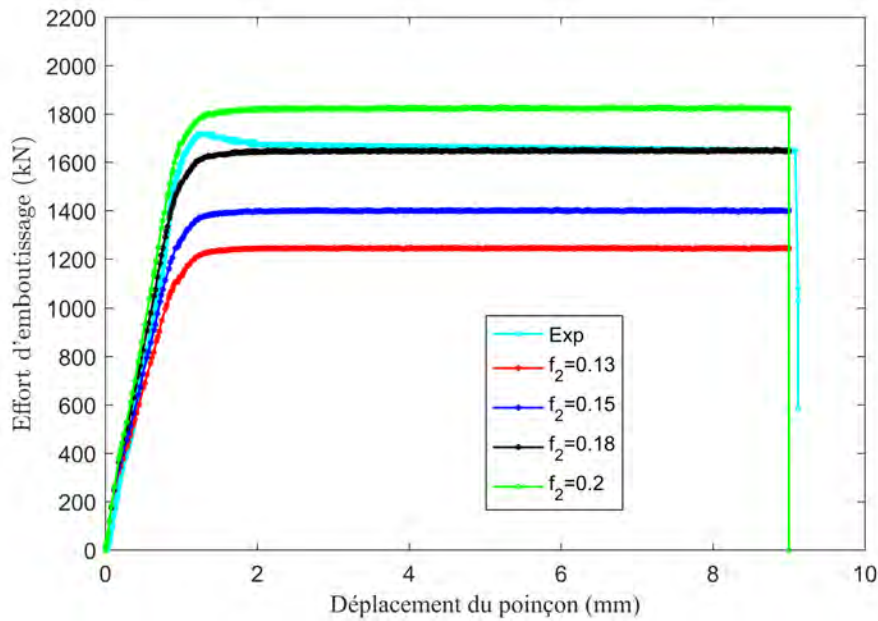


FIGURE 4.6 – Evolution de la force en fonction du déplacement du poinçon pour différents valeurs de coefficients de frottement entre le serre-flan , la matrice et le flan

On peut voir que les résultats de la simulation et de l'expérience sont en bonne cohérence lorsque le coefficient de frottement $f_2 = 0.18$. par conséquent, ce coefficient de frottement a été adopté dans la simulation.

Le coefficient de frottement entre la tôle et le poinçon est modélisé par le modèle de Coulomb avec un coefficient de frottement constant défini à 0.1. Pour valider cette valeur, deux calculs ont été réalisés en faisant varier la valeur du coefficient de $\pm 20\%$, ce qui revient à des valeurs de 0.08 et 0.12. la figure 4.7 présente les résultats de ces simulations. On observe que la variation de la force de poinçon reste faible (Fig.4.7), on peut donc conclure que le coefficient de frottement poinçon-tôle a peu d'influence sur l'effort de poinçon dans l'intervalle de valeur. La modélisation du frottement par un modèle de Coulomb avec un coefficient de frottement de 0.1 est donc satisfaisante. Le coefficient de frottement entre la matrice, le serre flan et la tôle est fixé à $f_2 = 0.18$.

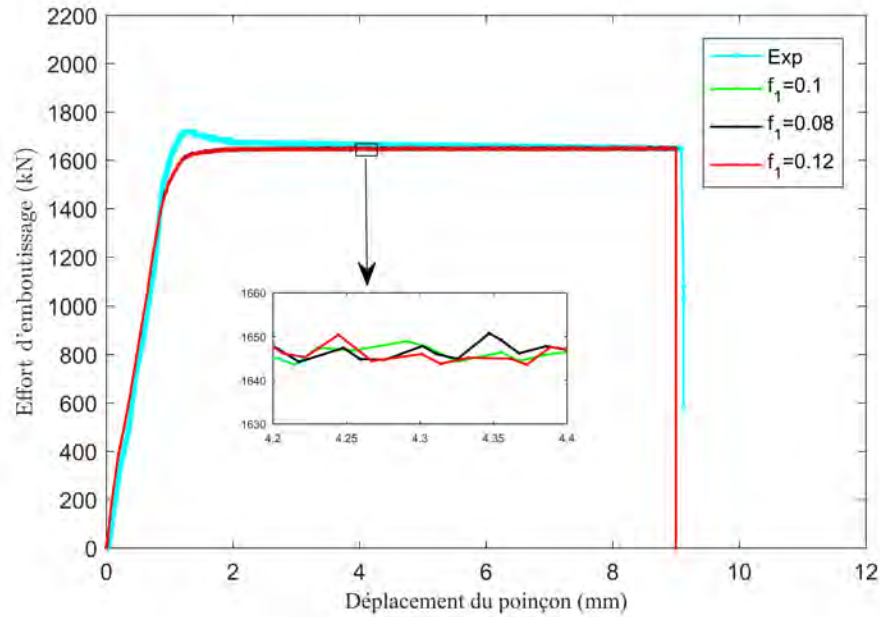


FIGURE 4.7 – Evolution de la force en fonction du déplacement du poinçon pour différents valeurs de coefficients de frottement entre le poinçon et le flan

Le frottement engendré à la fois entre la surface de la tôle et les surfaces d'outils peut également réduire le retour.

Li et al.[109] et Kadkhodayan et al. [110] ont montré dans une étude de simulation qu'une augmentation du coefficient de frottement provoque une nette diminution de l'angle de retour élastique. On peut ainsi dire que le frottement joue un rôle similaire à celui de la force de serrage.

Afin d'étudier la sensibilité de maillage sur la précision des résultats numériques, quatre tailles de maille à savoir 0.08, 0.07, 0.05 et 0.04 mm, ont été utilisées. La figure 4.8 présente l'évolution de la force sur le poinçon en fonction du déplacement pour les différentes tailles étudiées. On peut constater que plus la taille du maillage augmente plus l'écart entre les données expérimentales et numériques augmente. En revanche, un maillage fin permet d'obtenir une meilleure précision des résultats. Cependant, plus le maillage est raffiné plus le temps de calcul augmente. Une taille de maillage de 0.05 mm est retenue pour le reste des simulation numériques comme étant un bon compromis entre la précision et la rapidité du calcul.

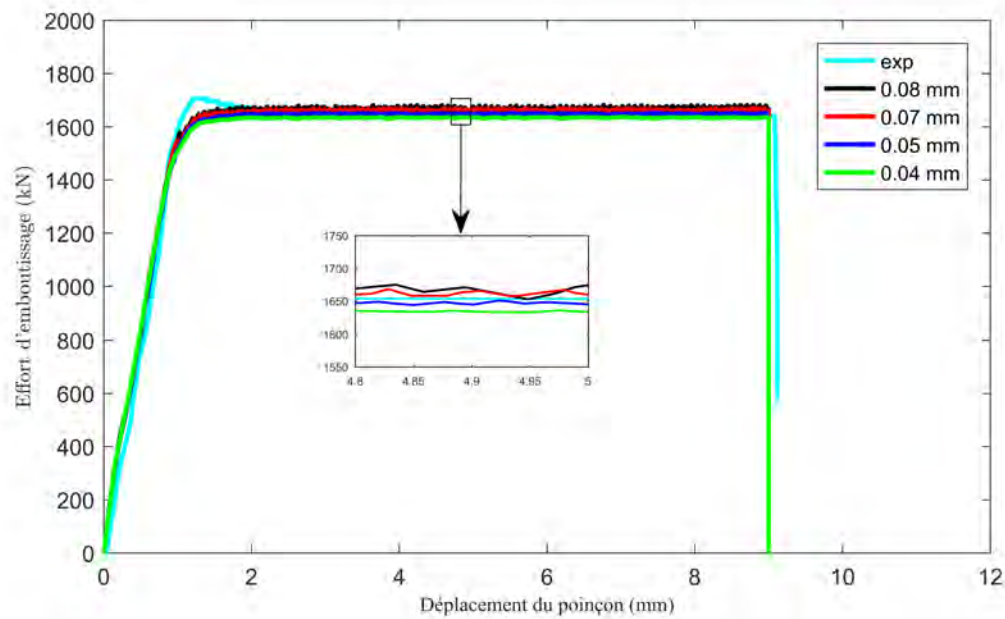


FIGURE 4.8 – Evolution de la force en fonction du déplacement du poinçon pour différentes tailles de maille

La sensibilité des résultats du retour élastique aux tailles de maille est plus prononcée que l'évolution de l'effort de poinçon comme le montre la figure 4.9. Lorsque le maillage est grossier, les angles θ_1 et θ_2 présentent un écart important par rapport aux résultats expérimentaux, de l'ordre de 5.7% et 4.5% respectivement pour θ_1 et θ_2 (Fig.4.9-a). Cependant, pour la taille de maille la plus fine, on obtient une bonne cohérence entre les résultats avec un écart de l'ordre de 0.7% et 1.7% pour θ_1 et θ_2 . En ce qui concerne la variation du rayon de courbure pour les différentes tailles d'éléments, on observe qu'elle est peu sensible au maillage (Fig.4.9-b). Compte tenu de ces résultats et des résultats précédents une taille d'élément de maille de 0.05 mm a été retenue.

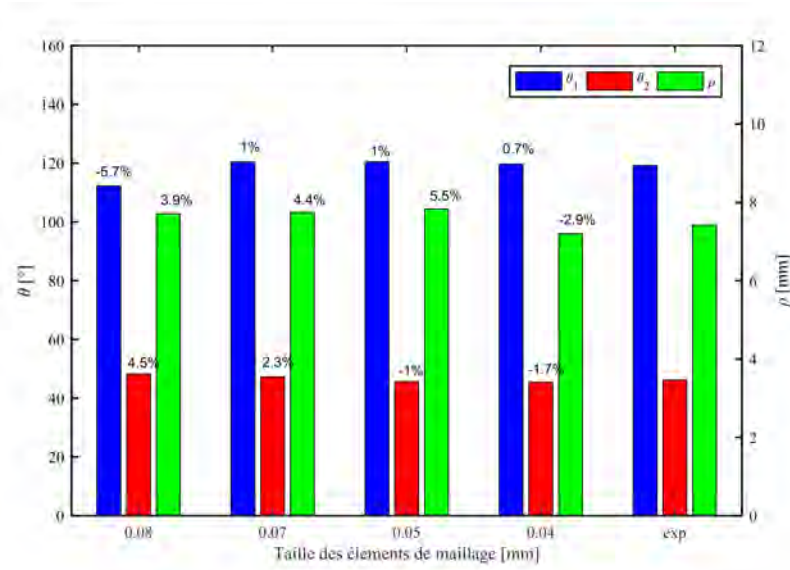


FIGURE 4.9 – Evolution des paramètres du retour élastique; les angles d'ouverture θ_1 et θ_2 et la courbure ρ de l'alliage CuBe2 pour un effort de serrage de 2700 N

L'évolution de la force en fonction du déplacement du poinçon est représenté sur la figure 4.10. La tendance générale des courbes numériques est la même que celle enregistrée pour les essais expérimentaux, l'effort de mise en forme augmente bien avec la force de serrage. Comme le montre la figure 4.10, les prédictions éléments finis ont montré une bonne concordance avec les mesures expérimentales pour les différentes conditions de serrage.

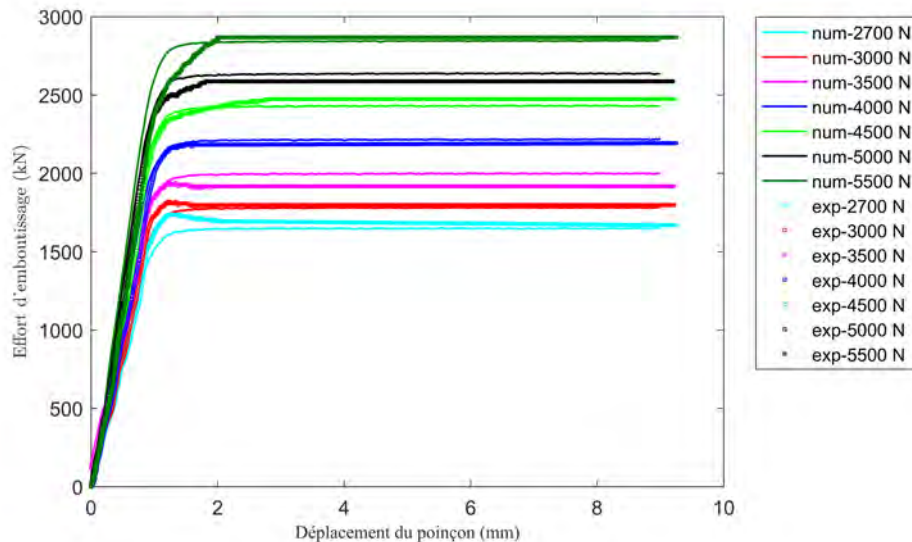


FIGURE 4.10 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques de l'évolution de l'effort de poinçon et du déplacement lors du pliage en U de CuBe2.

La force de serrage du serre-flan est un facteur prépondérant sur la force de mise en forme. Dewang et al. [111] ont montré par des essais réalisés sur un alliage d'aluminium (AA 5052), qu'une augmentation de l'effort de maintien du flan implique l'augmentation de la force de poinçon, avec une augmentation significative de la force maximale d'environ 45% lors de l'application d'une force de serrage de 50 N à 1500 N. Les trois paramètres du retour élastique déterminés expérimentalement sont comparés à ceux calculés à partir des données numériques. et présentés sur la figure 4.11. Une bonne cohérence entre les résultats expérimentales et numériques pour les valeurs de θ_1 et θ_2 a été notée pour les valeurs élevées de l'effort de serrage (5000 et 5500 N). En revanche, il y a une variation des résultats pour les faibles valeurs de serrage. Une légère variation de la rayon de courbure ρ (Fig.4.11-c) a été constatée.

La tendance à la réduction du retour élastique avec l'augmentation de la force de serrage est mise en évidence sur ces essais.

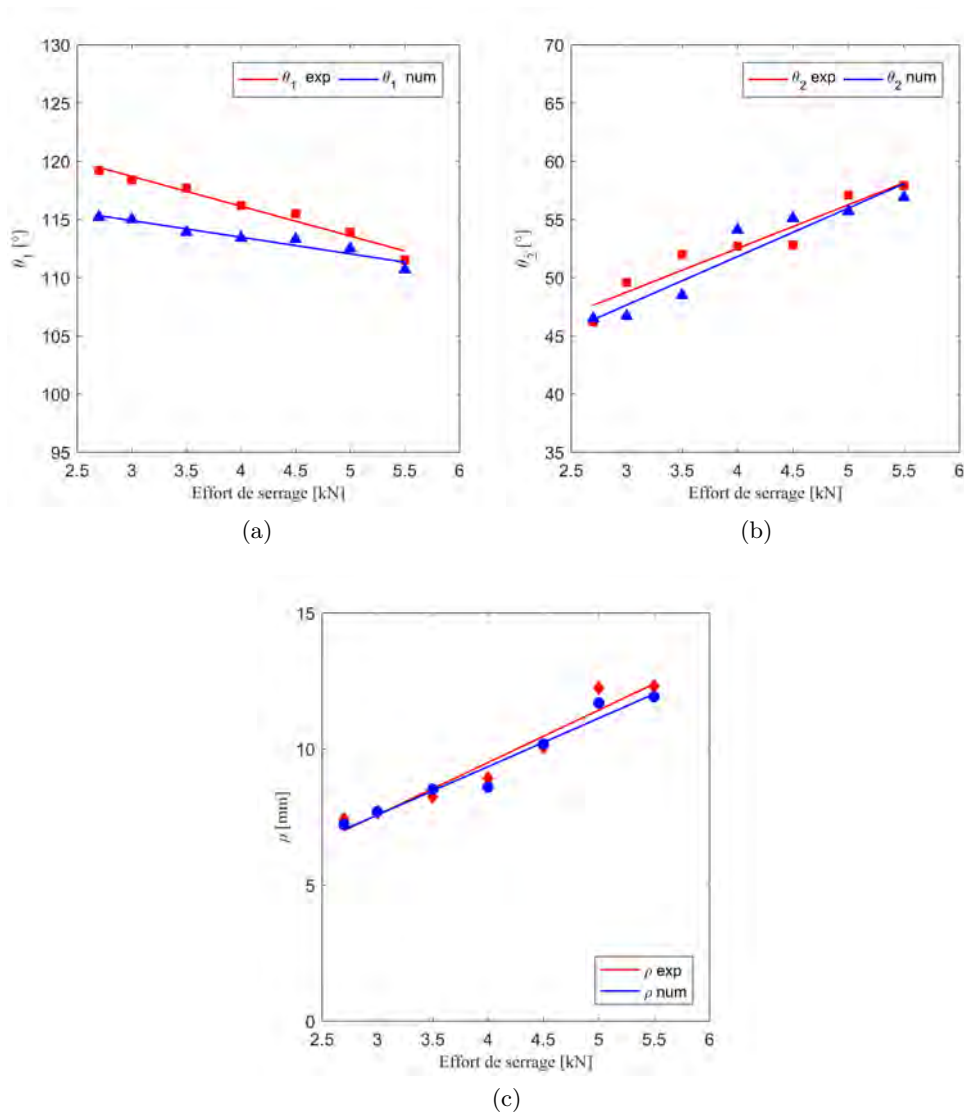


FIGURE 4.11 – Influence de la force de serrage sur le retour élastique des pièces en forme de U de l’alliage CuBe2. a) évolution de l’angle d’ouverture θ_1 . b) évolution de l’angle d’ouverture θ_2 . c) évolution de la courbure ρ .

Les prédictions par calcul éléments finis ont montré une bonne concordance avec les mesures expérimentales à la fois dans des conditions d’effort de serrage faible et élevée. Une erreur d’environ 4% a été observée entre les résultats numériques et expérimentaux dans le cas de l’angle θ_1 et θ_2 . La courbure de la paroi latérale peut également être prédite avec moins de 3% d’erreur, confirmant la précision du modèle élément finis pour l’analyse de retour élastique. Dans tous les cas, il a été noté que le retour élastique peut être réduit en augmentant la force de serrage [106].

4.4 Prédiction de la rupture

Les valeurs d'efforts de serrage les plus élevées ont conduit à la rupture des éprouvettes au cours du déplacement du poinçon. Les observations de la zone de rupture de l'éprouvette pour l'effort de serrage (5600 N) ont été réalisées au microscope électronique à balayage. La surface de rupture macroscopique et microscopique est présentée sur la figure 4.12, les micrographies étant prises à différents grossissements afin de mettre en évidence les mécanismes de rupture. on observe que les surfaces de rupture de l'alliage de cuivre béryllium étudié présentent les cupules caractéristiques de l'endommagement par croissance et coalescence de cavités. À partir de ces résultats, on peut conclure que le mécanisme de défaillance à température ambiante est liée à l'endommagement ductile du matériau.

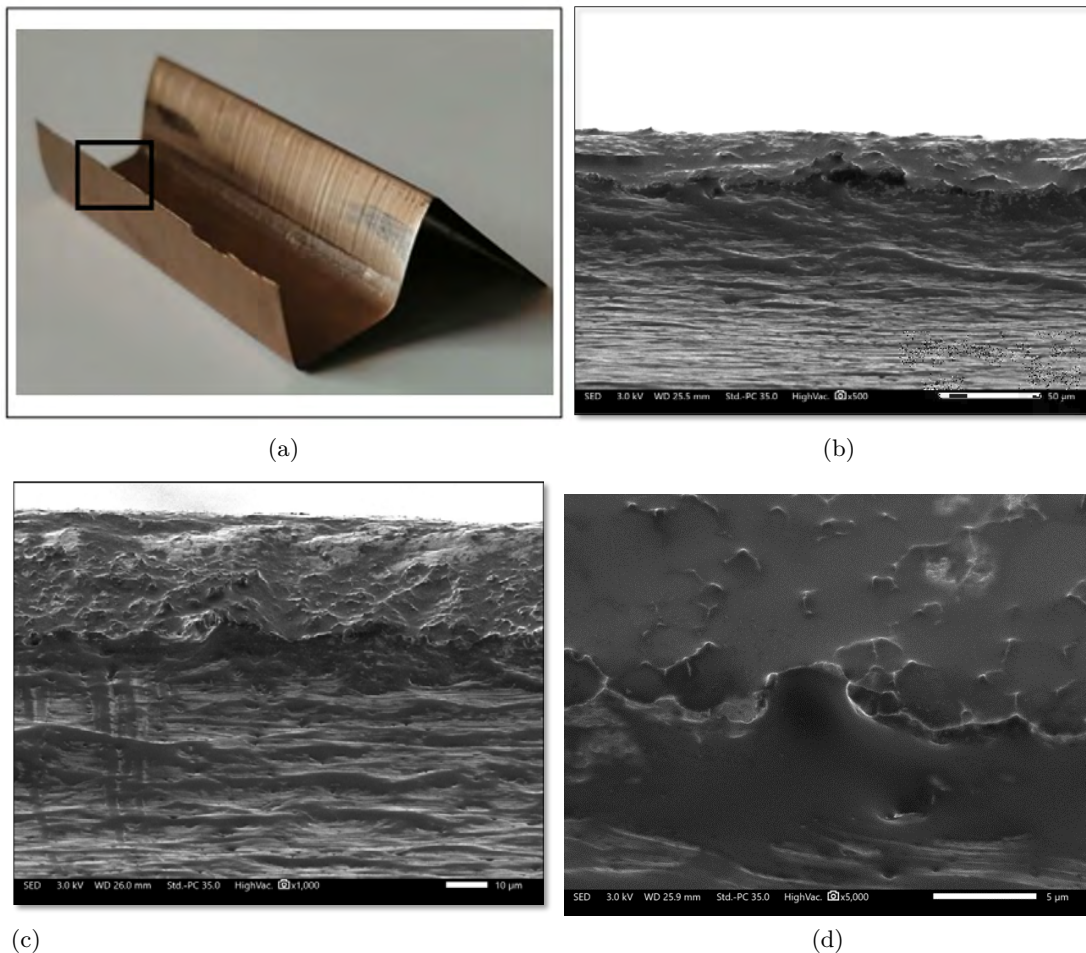


FIGURE 4.12 – Observation des mécanismes d'endommagement de l'alliage CuBe2 lors de l'essai de pliage en U : (a) rupture macroscopique, (b) micrographie pour un grossissement $\times 100 \mu\text{m}$, (c) pour un grossissement $\times 50 \mu\text{m}$, (d) pour un grossissement $\times 5 \mu\text{m}$

Les cinq critères de rupture macroscopiques utilisés pour la détermination de la courbe limite de formage ont été appliqués au modèle numérique à l'aide du même sous-programme utilisateur pour le post-traitement des données. Lorsque la valeur critique d'endommagement D_i , obtenue à partir de la simulation numérique de l'essai de Nakazima dans les conditions de traction simple (configuration de largeur 5 mm) est atteinte en pliage, alors le déplacement correspond au début de la rupture. L'initialisation et l'emplacement de la rupture prédite par les critères sélectionnés dans le processus de pliage en U des tôles en alliage CuBe2 ont été représentés sur la figure 4.13. La valeur d'endommagement maximale prédite par les différents critères est toujours située sur la surface externe, celle qui est la plus sollicitée. Pour les critères de Lou et de Ayada, la variable d'endommagement la plus élevée est localisée vers la fin du mur de l'emboutis ce qui est cohérent avec les observations expérimentales. Tandis que pour les autres critères, la localisation de la rupture est située dans le rayon du poinçon.

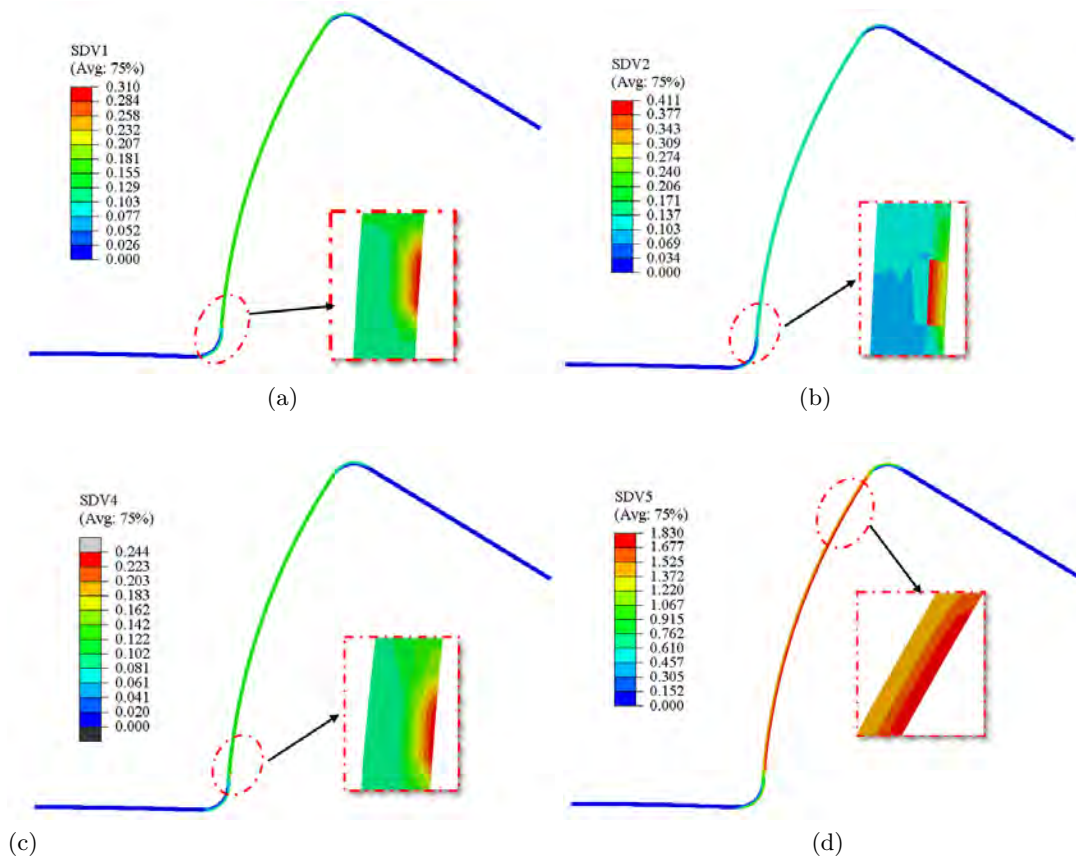


FIGURE 4.13 – Distributions des variables d'endommagement D_i dans l'essai de pliage en U pour les différents critères au moment de rupture : (a) critère de Oh ; (b) critère de Ayada ; (c) critère de Rice ; (d) critère de Lou ; (e) critère de Brozzo

L'évolution de la force du poinçon en fonction du déplacement est présentée sur la figure 4.14.

Une légère sous-estimation a été obtenue pour les faibles déplacements de poinçon, alors qu'une bonne cohérence a été enregistrée à partir de 3.5 mm de déplacement. Les points de rupture déterminés par chaque critère sont superposés sur la courbe. On observe que seul le critère de Lou permet d'estimer correctement la rupture de l'éprouvette en forme de U de l'alliage CuBe2 et montre un bon accord avec les résultats expérimentaux. Cependant, les quatre autres critères sous-estiment la rupture de CuBe2 d'épaisseur 0.1 mm lors du procédé de pliage en U.

La précision de la prédiction du déplacement à la rupture la plus élevée est obtenue par le critère de la rupture de Lou avec un pourcentage d'erreur de 1, 3% et la précision la plus faible avec l'erreur de prédiction maximale de 96% est obtenue par le critère de Oh. En effet, la déformation plastique équivalente à la rupture dépend de la fonction d'endommagement et de l'essai d'identification. Ces deux facteurs ont un effet significatif sur la précision de la prédiction de la rupture [112]. Ghadikolaee et al.[113] ont montré que l'erreur de la prédiction du critère de Oh a diminué de 51,97% à 2,66% en changeant l'essai utilisé pour l'identification de la traction uniaxiale à la traction entaillée.

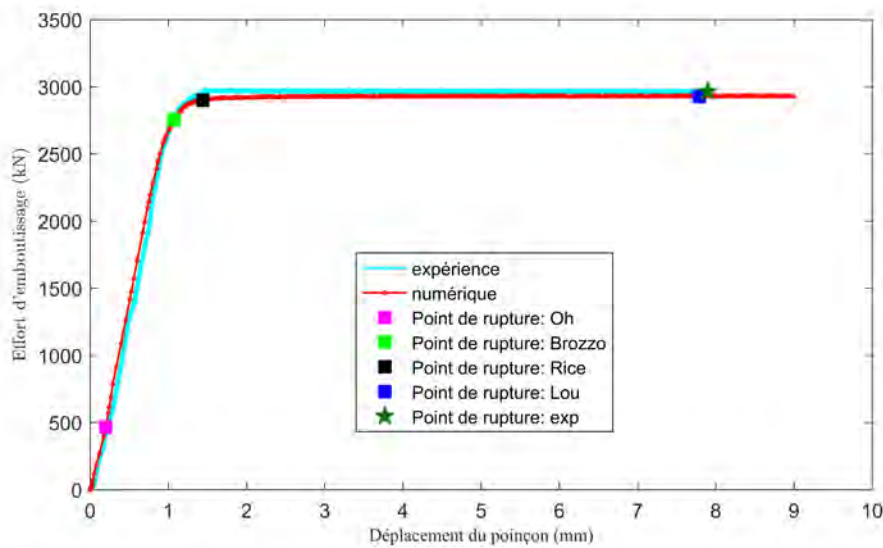


FIGURE 4.14 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques de l'évolution de l'effort du poinçon en fonction de son déplacement dans le cas de pliage en U des tôles en alliage CuBe2

Étant donné que la prédiction de la fracture dépend de nombreux paramètres tels que les propriétés du matériau et l'état de contrainte au moment de la rupture, le critère de Lou donne une précision de prédiction plus élevée. Ce critère est construit en tenant compte de l'accumulation des dommages induits par la nucléation, la croissance et la coalescence des vides [87] qui sont caractéristique de la rupture des tôles ultra-fines de l'alliage CuBe2 comme observé à partir des micrographies MEB (Fig.4.12).

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre, on a évalué le retour élastique en utilisant des essais de pliage en U. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes en alliage de cuivre à l'aide d'un montage expérimental réalisé au laboratoire. Ce banc d'essai peut être monté sur la presse hydraulique Zwick BUP200 avec la possibilité de faire varier plusieurs paramètres. On a fait varier l'effort de serrage et on a montré le rôle joué par ce facteur sur le retour élastique. D'autre part, des simulations numériques ont été réalisées et les effets de la lubrification, de serrage ainsi que la sensibilité du maillage ont été étudiés. La comparaison des résultats expérimentaux et numériques a montré un bon accord entre ces résultats. La deuxième partie de ce chapitre est consacrée à la caractérisation de la rupture expérimentale d'une part, à partir des observations microscopiques des faciès de rupture et par la prédiction numérique à partir des critères de rupture macroscopique d'autre part. On a montré que parmi les critères étudiés, le critère de Lou permet de modéliser correctement la rupture expérimentale.

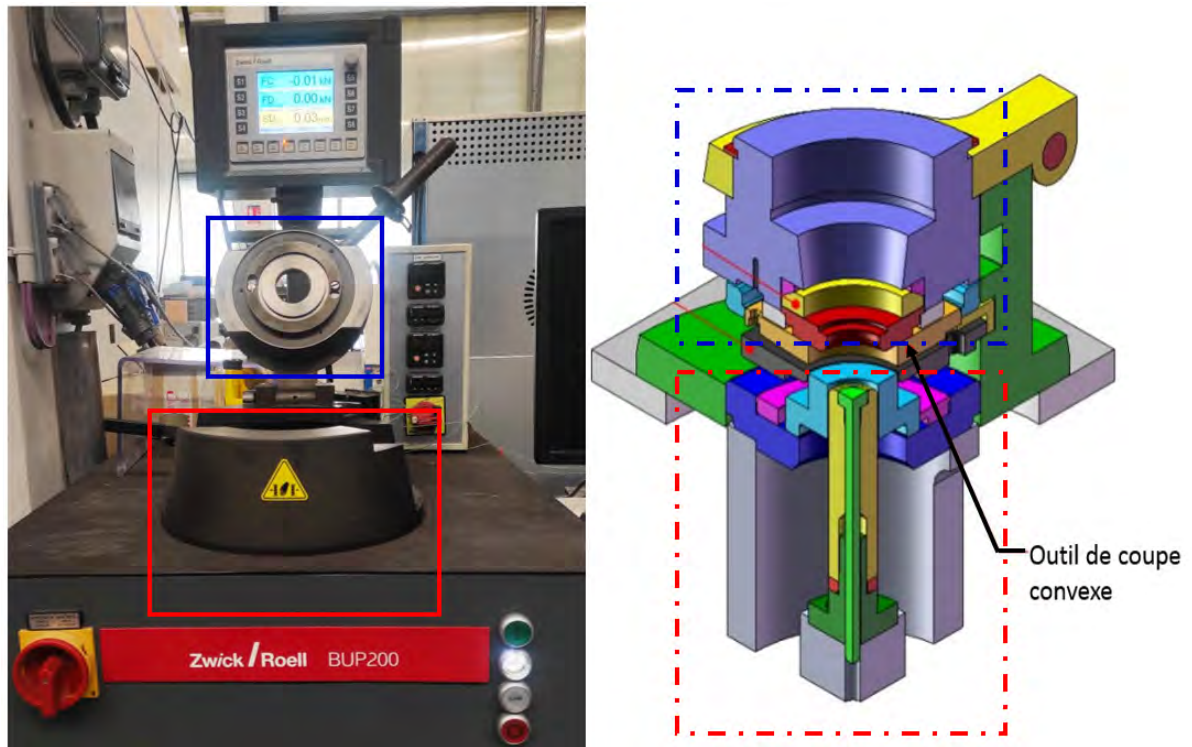
CARACTÉRISATION ET MODÉLISATION DE L'OPÉRATION D'EMBOUITISSAGE INVERSE

Une raison typique de l’échec d’une opération d’emboutissage en une seule étape par rupture ou amincissement excessif est une profondeur d’étirage trop importante [114]. Lorsque des taux d’étirage élevés sont nécessaires, le procédé peut être décomposé en deux ou plusieurs étapes, afin d’augmenter la formabilité tout en empêchant la localisation de la déformation dans la paroi du godet [24]. Généralement, les processus de ré-emboutissage sont classés en deux catégories : direct et inverse. Le premier correspond à un processus dans lequel les différents poinçons sont toujours en contact avec la même surface du flan alors que lors de l’emboutissage inverse, le déplacement du poinçon se fait dans deux sens opposés et l’extérieur de la pièce pendant la première étape devient l’intérieur à la seconde étape [23]. Les avantages du processus d’emboutissage inverse se résument en un outillage plus compact, un meilleur aspect de la surface et un nombre réduit d’opérations de pliage-dépliage [24]. La simulation numérique est un outil puissant pour l’analyse des processus d’emboutissage profond. Dans ce chapitre, une analyse expérimentale et numérique du processus d’emboutissage inverse a été réalisée pour les deux matériaux de l’étude à température ambiante. Les différents paramètres quantitatifs ont été analysés et validés par des simulations EF. Les effets de la force de serrage et de la lubrification sur les défauts de l’emboutissage inverse ont également été étudiés. Une force de maintien du flan inadéquate ou excessive peut entraîner une rupture plus précoce en raison du frottement croissant sur les surfaces de contact entre le flan et la matrice et le serre-flan [115, 116]. Cet effet a aussi été investigué.

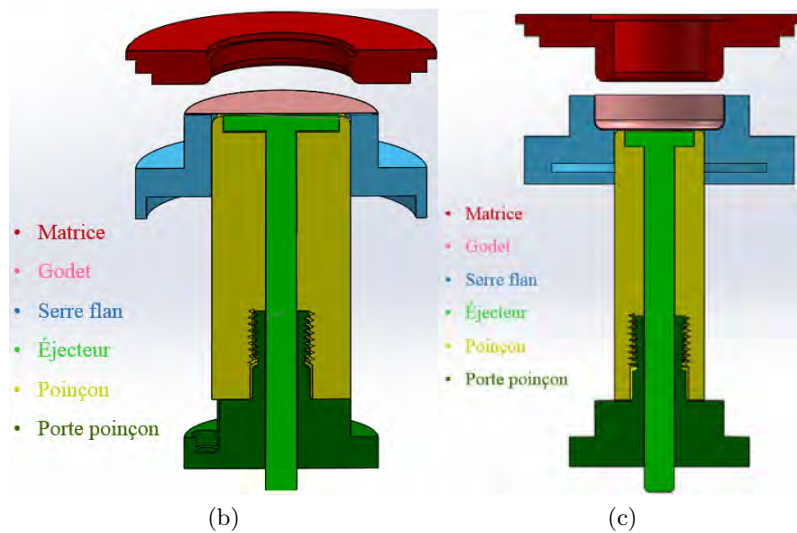
5.1 Étude expérimentale de l’emboutissage inverse

5.1.1 Dispositif et conditions expérimentales

Afin de réaliser les essais d’emboutissage inverse, un dispositif spécifique a été conçu et réalisé (Fig. 5.1). Les essais d’emboutissage ont été réalisés sur une presse hydraulique Zwick-Roell BUP 200 du laboratoire IRDL (Fig.5.1-a). La géométrie de l’outillage pour les deux étapes est donnée dans le tableau 5.1. Ce banc d’essai est composé, pour chaque étape, d’une matrice, d’un serre-flan, d’un poinçon et d’un éjecteur. Ce dernier permet d’extraire la pièce du poinçon à la fin de l’opération de mise en forme. Une procédure identique est adoptée dans la deuxième étape (Fig.5.1-c), où le serre-flan et la matrice sont devenus de forme conjuguée, ce qui permet le centrage du premier embouti pour former la forme finale du godet. La découpe du flan se fait automatiquement par le serre-flan qui servira comme poinçon de découpe pour réaliser un flan d’un diamètre de 60 mm à l’aide de deux outils supplémentaires : le lame de coupe convexe et extracteur, garantissant un bon centrage du flan.



(a)



(b)

(c)

FIGURE 5.1 – Procédé d'emboutissage inverse : (a) la machine d'essai d'emboutissage inverse, (b) vue d'ensemble du dispositif de la première étape, (c) deuxième étape

Tableau 5.1 – Dimensions (en mm) des outils du dispositif et conditions d'emboutissage

	Étape 1	Étape 2
Flan : diamètre, épaisseur	60 ; 0.1	-
Diamètre d'entrée matrice	43.32	30.2
Rayon matrice	3	2.7
Diamètre poinçon	43	30
Rayon poinçon	2.7	2.5
Jeu matrice/serre-flan	0.16	0.2

Le rapport d'étirage de ce procédé de mise en forme de godets cylindriques de la première étape est de $\beta = 1.39$ et la deuxième étape était de $\beta = 1,43$. Les essais ont été réalisés avec une vitesse de poinçon de 1mm.s^{-1} , sous différentes conditions de serrage. Des tôles de cuivre pur et de l'alliage de cuivre béryllium avec une épaisseur de 0.1 mm ont été utilisées. Un exemple de godets obtenus après les deux étapes sont présentés sur la figure 5.2.

Au cours de la première étape, un premier embouti de diamètre 43 mm est formé par le déplacement d'un poinçon creux à partir d'un flan maintenu entre une matrice et un serre-flan coulissant autour du poinçon. Il convient de noter que l'effort de serrage est réglable. Un écart entre le poinçon creux et la matrice est fixé de 0.16 mm lors de cette étape. Cet écart a été déterminé empiriquement de façon à empêcher la formation des plis d'une part et ne pas serrer la tôle d'autre part. Le godet issu de la première étape est maintenu entre une deuxième matrice et un deuxième serre-flan de forme conjuguée. La hauteur de la matrice a été déterminée à partir des simulations numériques de ce procédé de façon à ne pas bloquer l'avalement de la matière lors du déplacement du second poinçon de diamètre 30 mm. Afin d'ajuster la force de serrage lors de cette étape, des cales de différentes hauteurs ont été placées dans le jeu matrice/ serre-flan.



FIGURE 5.2 – Godets en Cu pur et en alliage CuBe2 emboutis après les deux étapes d'emboutissage

Les deux étapes d'emboutissage sont réalisées à différentes conditions de serrage et de lubrification. Pour les deux matériaux étudiés, la première étape a donné des godets sans défauts. Cependant, des plis et des ruptures apparaissent simultanément sur le deuxième embouti (Fig.5.2 à droite).

5.1.2 Résultats expérimentaux

La force du serre-flan joue un rôle important dans le procédé d'emboutissage profond puisqu'elle contrôle l'écoulement de la matière dans la matrice. Un serrage très efficace est nécessaire pour éviter la formation des plis qui est d'autant plus prononcé que l'effort de serrage est faible. Cependant, l'augmentation de l'effort de serrage génère des efforts normaux au plan de la tôle qui tendent à éliminer ce phénomène. Cette solution n'est donc pas sans risque, car elle empêche l'écoulement de la matière et peut conduire à une rupture prématurée de l'embouti. Une étude de la valeur de l'effort de serrage est menée afin de déterminer la force optimale pour un godet sans défauts.

- **Étape 1 :**

La figure 5.3 présente les courbes force-déplacement du poinçon lors de la première étape de l'essai d'emboutissage inverse pour cinq valeurs d'effort de serrage. On constate qu'en partant d'une valeur de 2700 à 5000 N pour le cuivre pur l'effort maximum d'emboutissage augmente légèrement avec l'augmentation de la force de serrage pour atteindre une valeur de 4270 N. A partir d'un effort de serrage égal à 5000 N on observe la rupture du godet pour un déplacement de 6 mm, ce qui constitue la valeur seuil de la force de serrage utilisable (Fig.5.3).

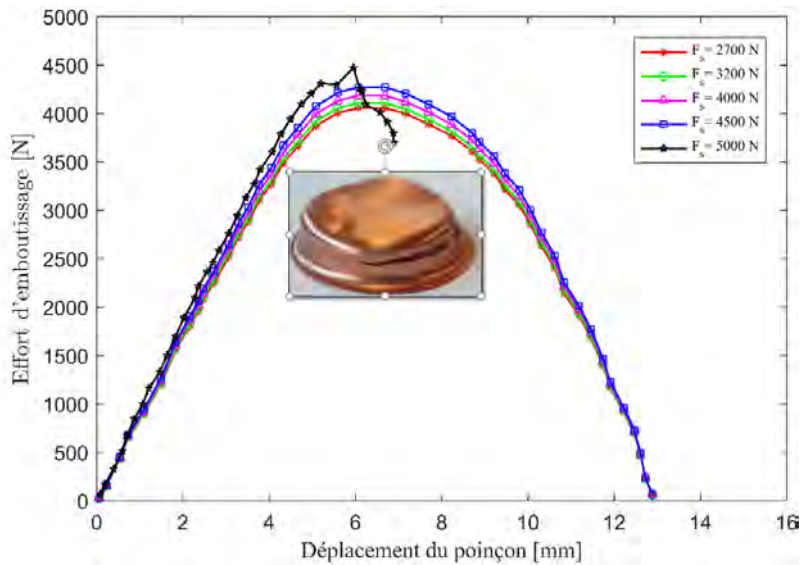


FIGURE 5.3 – Influence de la force de serrage sur les courbes effort-déplacement du cuivre pur lors de la première étape

La figure 5.4 présente les courbes force-déplacement du poinçon au cours de la première étape des essais d'emboutissage inverse pour l'alliage de cuivre béryllium. Il ressort que pour une variation de l'effort de serrage de 2700 à 5500 N, l'effort d'emboutissage passe de 7600 à 8350 N, tout en gardant la même allure avec une légère différence.

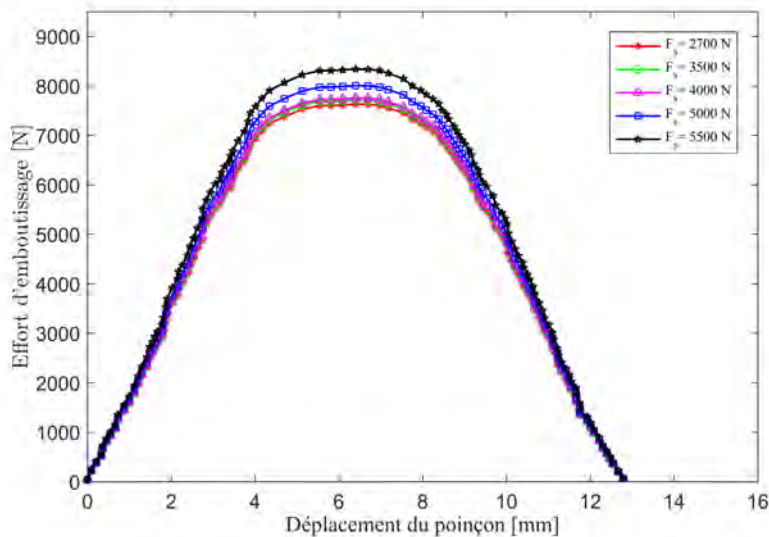


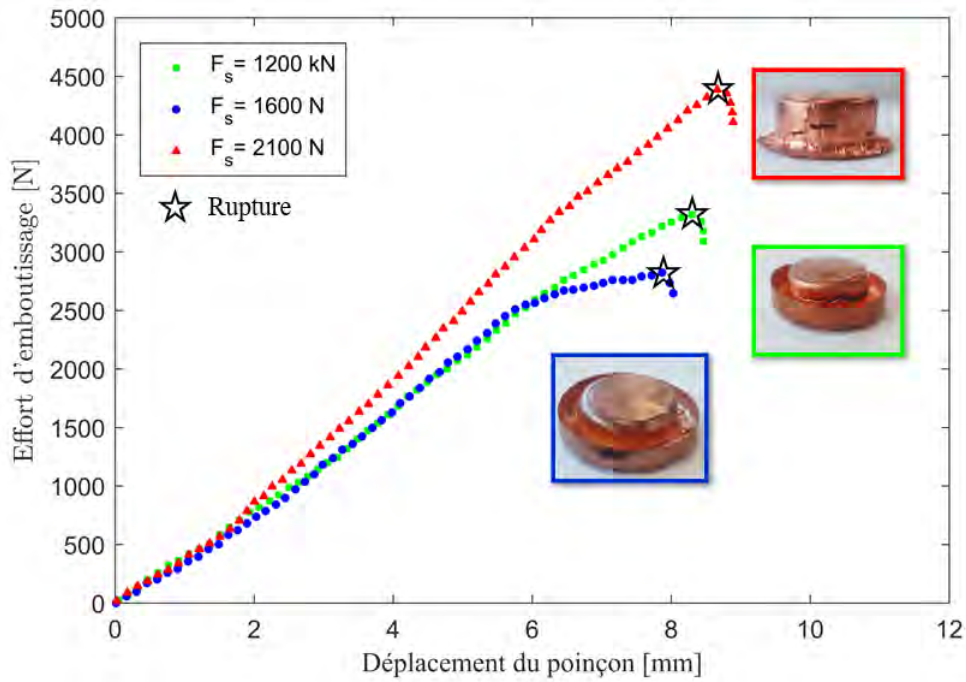
FIGURE 5.4 – Influence de la force de serrage sur les courbes effort-déplacement de l'alliage de cuivre béryllium lors de la première étape

Une force de serrage plus élevée est toujours souhaitable pour éliminer les plis dans la pièce emboutie. Volk et al. [117] ont simulé le procédé d'emboutissage pour étudier et optimiser la force de serre-flan, ils ont constaté que la qualité de l'embouti peut être améliorée avec un effort de serrage élevé. Cependant, l'augmentation de la force de serre-flan peut conduire à un échec par rupture de ce procédé [64]. En effet, lorsque la force de serre-flan augmente, l'écoulement de la matière dans la matrice devient difficile ce qui induit une augmentation importante de la force d'emboutissage et conduit finalement à l'apparition de la rupture [25].

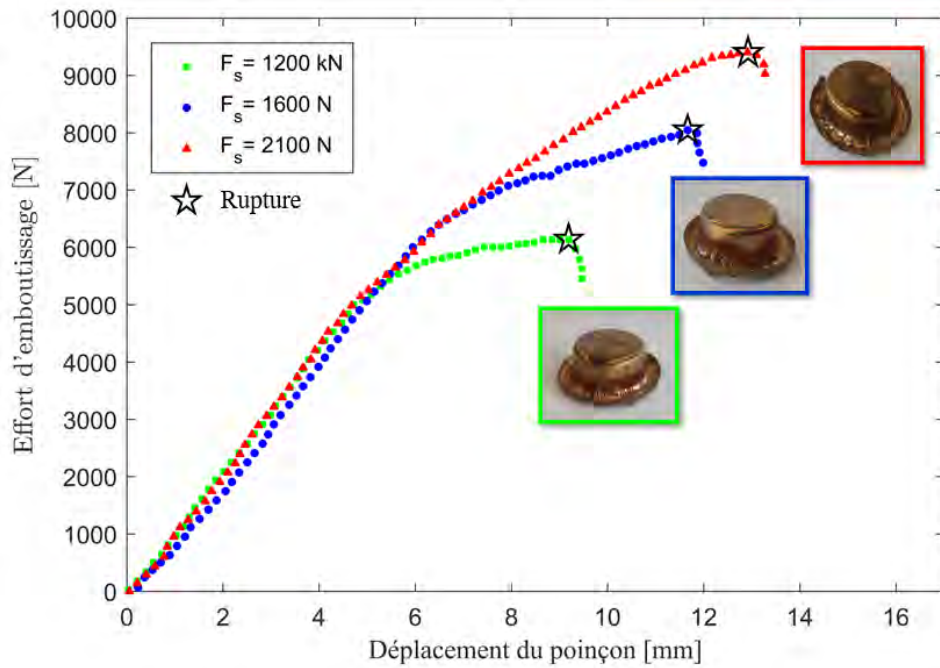
- **Étape 2 :**

De même, on a fait varier l'effort de serrage lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse afin d'étudier la sensibilité de ce paramètre sur l'aptitude des deux matériaux à l'emboutissage. Malheureusement, dans tous les cas on a obtenu une rupture au niveau des parois des godets pour différentes courses du poinçon. Ces ruptures n'étaient pas prévues par les calculs de dimensionnement de notre outillage. Pour un effort de serrage égal à 2100 N on obtient le maximum de déplacement du poinçon avant la rupture qui correspond à 8.8 mm pour le cuivre pur (Fig.5.5-a) et 13.3 mm pour le l'alliage de cuivre béryllium 5.5-b .

Lors de cette étape de l'emboutissage inverse et quelque soit les conditions de serrage appliquées la rupture précoce des godets a été observée pour les deux matériaux étudiés avec une légère différence du déplacement maximal du poinçon atteint juste avant la rupture. Une telle rupture inévitable au début de la deuxième étape et surtout pour le cuivre pur pourrait être expliqué par son faible écrouissage. C'est pourquoi, nous avons choisi de nous servir de la première étape pour étudier l'emboutissabilité de nos matériaux et de la seconde pour analyser les problématiques de la rupture à partir des critères présentés dans le chapitre 2.



(a)



(b)

FIGURE 5.5 – Influence de la force de serrage sur les courbes effort-déplacement lors de la deuxième étape : a) cuivre pur et b) alliage de cuivre béryllium

À partir de la figure 5.5 on peut constater que le principal défaut limitant l'emboutissage

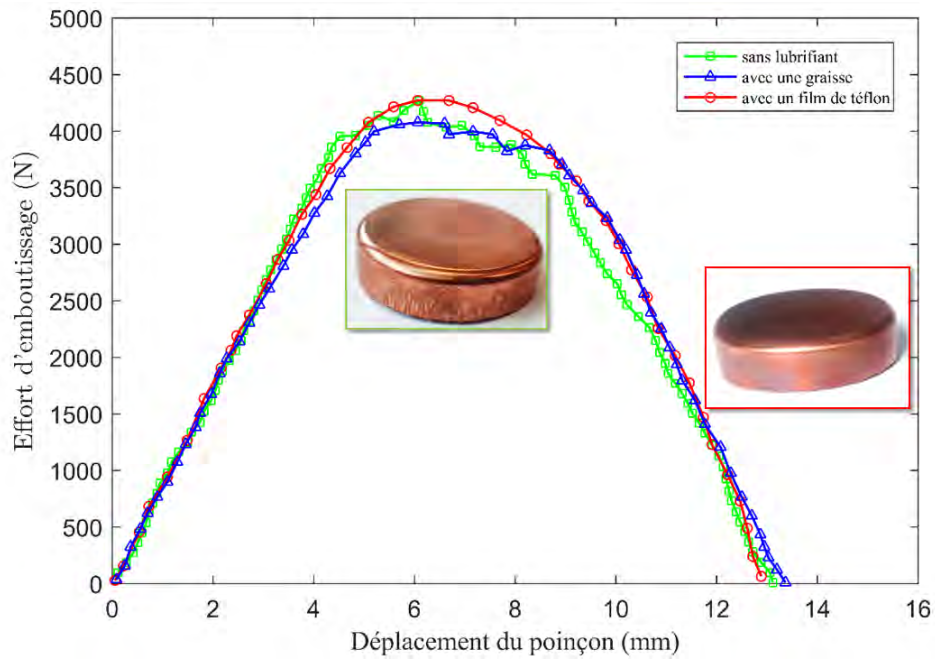
inverse est la rupture. En effet, pour une faible force de serre-flan, le flan s'écoule facilement dans la matrice au début. Cependant, les plis deviennent faciles à se former quand le flan quitte le rayon de la matrice, ce qui provoque une augmentation importante de la force d'emboutissage qui conduit finalement à la rupture [118]. Pour un même effort de serrage, la ductilité du matériau peut influencer l'apparition de la rupture [115]. Pour une force de serre-flan de 2100 N, la rupture apparaît pour un déplacement critique d'environ 8.7 mm pour le Cu pur et 12.8 mm pour l'alliage CuBe2. En effet, la force de traction augmente de manière significative à mesure que le déplacement de poinçon augmente et la contrainte dans la paroi du godet atteint rapidement la résistance à la traction du matériau et donc l'apparition de la rupture.

Le frottement survenant dans le procédé d'emboutissage des tôles a tendance à augmenter la non-uniformité de la déformation dans les godets, la force d'emboutissage et la température dans la zone de contact [119], ce qui peut influencer sur la qualité de la surface de la pièce obtenue. Ainsi, l'application d'un lubrifiant demeure indispensable. Il sert à réduire le frottement dans la zone de contact entre la tôle et la surface de l'outil et aussi de réduire l'abrasion et l'adhérence de la surface de l'outil en séparant la surface de l'outil et le matériau en tôle pendant le processus d'emboutissage.

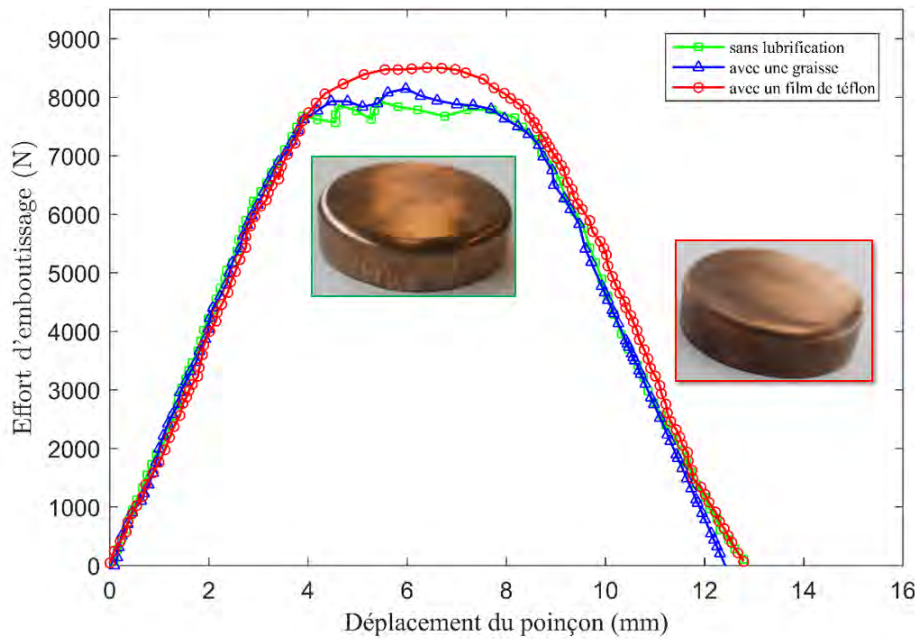
- **Étape 1 :**

Afin de réduire le frottement, trois types de lubrifiant ont été utilisés dans notre procédé d'emboutissage inverse. La figure 5.6 présente l'évolution de la force du poinçon en fonction de son déplacement pour des essais réalisés avec et sans lubrifiant. Dans le cas du cuivre pur, la valeur maximale de la force de poinçon de 4270 N est atteinte pour un déplacement du poinçon d'environ 6.5 mm avec l'utilisation d'un film de téflon. Cette condition permet de réduire les plis sur les godets et empêcher la rupture prématurée du godet.

Une valeur de 8500 N est atteinte pour l'alliage de cuivre béryllium pour un déplacement similaire au cuivre pur avec l'utilisation d'un film de téflon comme lubrifiant. Le test à sec et l'utilisation de la graisse comme lubrification conduisent à une évolution non stable au niveau du pic principal, qui peut être expliquée par la formation des plis au niveau de la paroi des godets avec ces conditions de lubrification.



(a)



(b)

FIGURE 5.6 – Effet des différents lubrifiants sur les courbes effort-déplacement lors de la première étape d'emboutissage : a) cuivre pur et b) alliage de cuivre béryllium

L'utilisation d'un film de téflon comme lubrification a donc contribué à la diminution des plis. Cependant, une force d'emboutissage plus importante a été enregistrée, ce qui pourrait

être expliqué par l'épaisseur supplémentaire qui s'ajoute à la tôle (épaisseur du téflon qui est égal à 0.076 mm), et donc une diminution de jeu entre le poinçon et la matrice ce qui peut engendrer un phénomène de laminage lors du l'avalement de la tôle.

- **Étape 2 :**

La figure 5.7 présente la variation de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon avec et sans utilisation du lubrifiant lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse. Pour l'essai avec lubrification, un film de téflon a été déposé entre le poinçon et le godet issu de la première étape. On peut constater une légère variation de l'effort d'emboutissage ainsi que la valeur maximale de déplacement atteint dans le cas du cuivre pur (Fig. 5.7-a) et l'alliage de cuivre béryllium (Fig. 5.7-b).

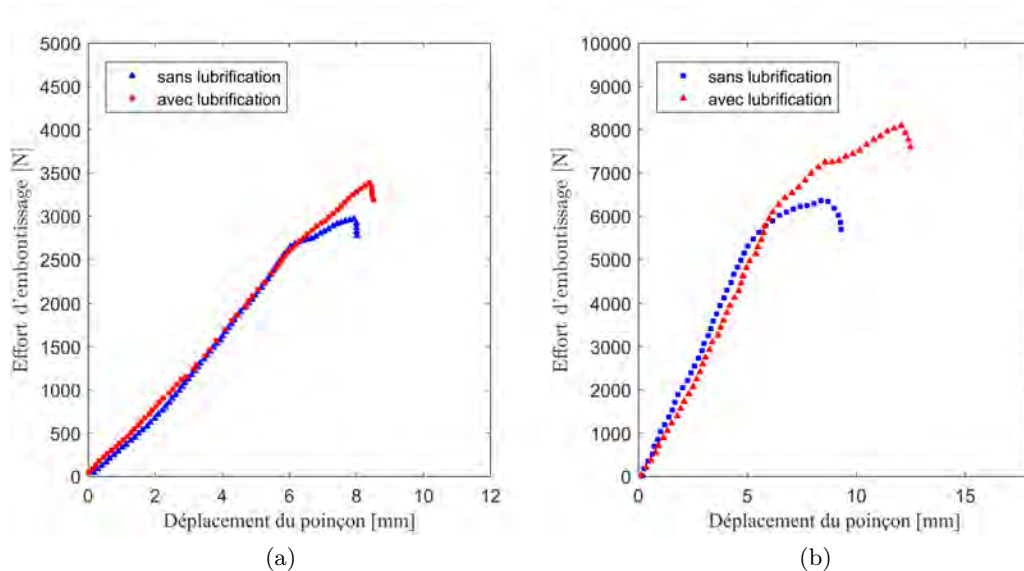


FIGURE 5.7 – effet de la lubrification lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse de (a) Cu pur, (b) CuBe2.

L'utilisation du lubrifiant a donc pu augmenter le déplacement du poinçon avant la rupture mais elle n'a malheureusement pas pu résoudre le problème de la rupture prématurée des godets lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse.

5.2 Simulation numérique de l'emboutissage inverse

5.2.1 Description du modèle numérique

Le procédé d'emboutissage inverse a été simulé en utilisant le code de calcul éléments finis Abaqus / Standard. En raison des conditions de symétrie géométrique et matérielle, seul un

quart du modèle est simulé, comme le montre la figure 5.8 . Les principales dimensions des outils utilisés dans ce procédé respectent la géométrie réelle mesurée. Les outils sont considérés comme des surfaces analytiques rigides, tandis que la tôle est considérée comme un corps déformable. Le modèle de comportement retenu pour ces matériaux (cuivre pur et alliage de cuivre béryllium) 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 le module d'Young et le coefficient de Poisson. Les paramètres de ces lois de comportement pour les deux matériaux étudiés ont été présentés dans le chapitre 2. Des éléments volumiques à interpolation linéaire et à intégration réduite (C3D8R) avec trois couches d'éléments dans l'épaisseur du flan ont été utilisés. Trois tailles de maille ont été utilisées afin d'étudier la sensibilité des résultats au maillage. Les conditions de contact-frottement entre le flan et les surfaces rigides sont définies par la méthode de pénalité associée à une loi de Coulomb. Les coefficients de frottement sont déterminés en ajustant les courbes expérimentales et numériques de l'effort-déplacement des deux poinçon à la fin de chaque étape.

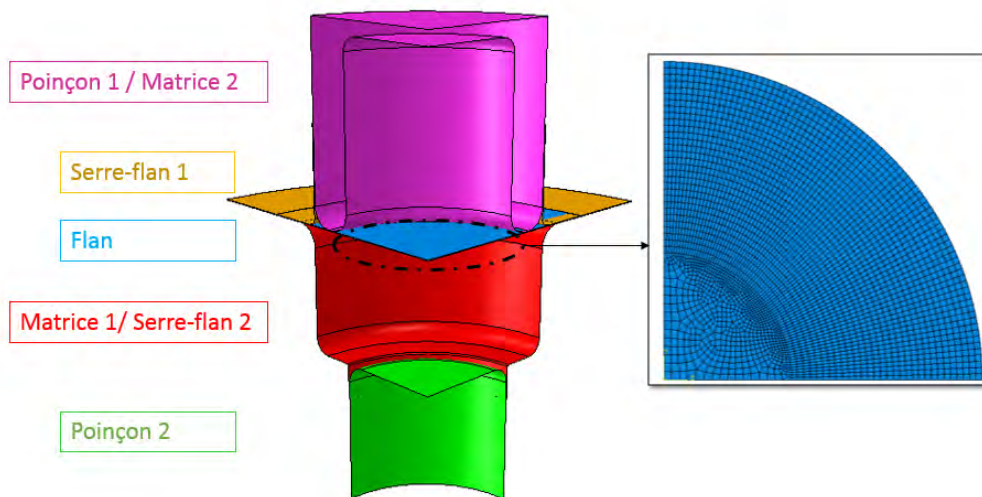


FIGURE 5.8 – Modèle éléments finis 3D du procédé d'emboutissage inverse.

5.2.2 Influence des différents paramètres

La précision des résultats obtenus par éléments finis est directement liée à la taille des éléments du maillage. Un maillage grossier a été appliqué dans la zone de faible déformation correspondant au fond du godet et un raffinement du maillage a été utilisé pour les zones fortement déformées du mur. La figure 5.9 illustre le maillage utilisé dans cette étude ; quatre tailles de mailles ont été utilisées à savoir 0.4, 0.6 , 0.8 et 0.9 mm. Le nombre total d'éléments et de nœuds correspondant à chaque taille de maille est donné dans le tableau 5.2.

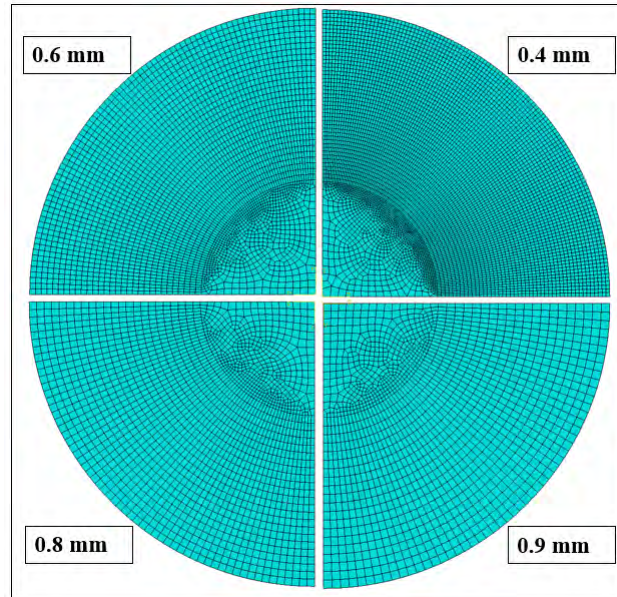


FIGURE 5.9 – Maillage utilisé pour l'investigation de la sensibilité au maillage

Tableau 5.2 – Nombre d'éléments et de noeuds pour chaque taille de maille

Taille de maille (mm)	Nombre des éléments	Nombre des noeuds
0.4	20115	27300
0.6	9369	12836
0.8	5643	7800
0.9	4476	6216

L'évolution de la force d'emboutissage en fonction de la course du poinçon pour les différentes tailles de maille est présentée dans la figure 5.10. Cette évolution est typique d'un tel processus pour la première étape [120]. On observe que les valeurs maximales des forces d'emboutissage obtenues par la simulation numérique sont proches de celles obtenues expérimentalement.

Il est à noter qu'en passant d'une taille de 0.4 mm à 0.9 mm la force d'emboutissage varie sensiblement de 4011 N à 4403 N, ce qui représente une augmentation d'environ 5%. Ainsi, l'utilisation d'un maillage fin donne des résultats plus cohérents avec les résultats expérimentaux, mais en contre partie le temps de calcul augmente. Une taille de maille égale à 0.6 mm a été considérée pour le reste des simulations numériques de l'emboutissage inverse afin d'obtenir un compromis entre la précision des résultats et la durée du temps de calcul.

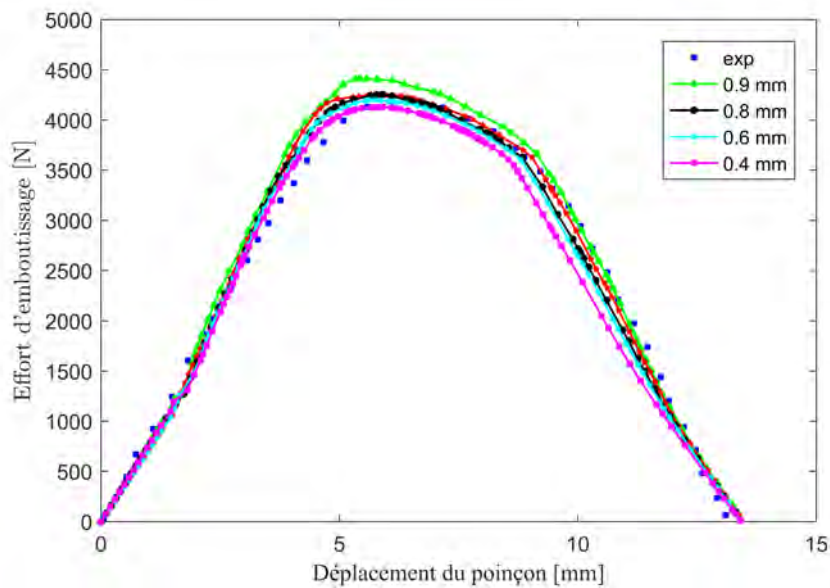


FIGURE 5.10 – Effet de la taille de maille sur les courbes numériques de l'effort d'emboutissage en fonction pour le déplacement du poinçon 1 du cuivre pur

Le changement des conditions tribologiques influe sur la qualité de pièce finale d'une part et peut engendrer l'usure excessive des outils. Cinq valeurs de coefficient de frottement (0.05, 0.08, 0.1, 0.12 et 0.15) sont testées afin de valider le modèle numérique étudié.

Les courbes force d'emboutissage-déplacement du poinçon sont présentées sur la figure 5.11. La tendance principale est que la force maximale atteinte augmente avec l'augmentation du coefficient de frottement pour atteindre une valeur de 4449 N pour le coefficient de frottement $f = 0.15$. En effet, lorsque le coefficient de frottement augmente et la force de frottement représente une plus grande partie de la force totale de formage en micro-formage que celle en formage conventionnel [20]. Dans le cas d'un faible coefficient de frottement ($f = 0.05$), la force d'emboutissage maximale obtenue par la simulation est très proche des résultats expérimentaux, grâce à l'amélioration de l'avalement du flan entre les outils qui engendre une diminution de l'effort d'emboutissage.

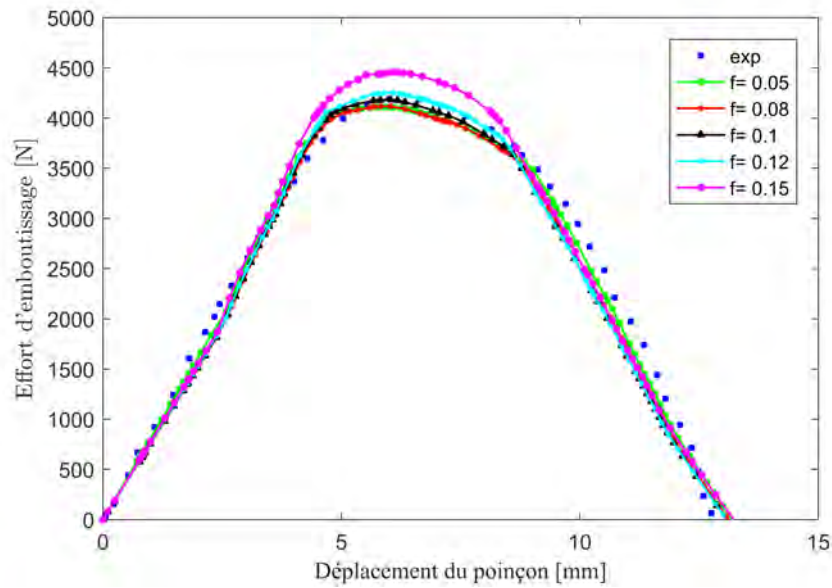


FIGURE 5.11 – Effet du coefficient de frottement sur les courbes numériques de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon de la première étape pour le cuivre pur

La distribution des déformations principales lors de la première étape de l'emboutissage inverse pour différents coefficients de frottement est représentée sur la figure 5.12. Vers la fin de cette étape du processus d'emboutissage inverse, diverses zones de déformation particulières ont été observées. La périphérie de la tôle est plus sollicitée que à la région centrale. En partant du fond de l'embouti, la quantité de déformation évolue sur les parois du mur jusqu'aux extrémités pour atteindre une valeur maximale d'environ 0.32. Ainsi, en augmentant le coefficient de frottement, la déformation augmente légèrement. Toutefois, on peut constater que l'emplacement de la zone de déformation maximale évolue de l'extrémité de l'embouti vers la zone de contact des rayons du poinçon et de la matrice pour un coefficient de frottement $f = 0.15$.

En général, lorsque le matériau s'écoule dans la matrice, une augmentation significative de la déformation radiale s'est produite au niveau de la zone extérieure du flan ce qui indique que l'extérieur du flan a été soumis à une déformation plus sévère au fur et à mesure que la déformation en flexion était effectuée [52]. On peut constater qu'un amincissement s'est produit sur le rayon du godet formé, tandis qu'un épaissement s'est produit tout au long de l'épaisseur de la paroi. Par conséquent, un gradient de déformation a été induit sur le godet [25].

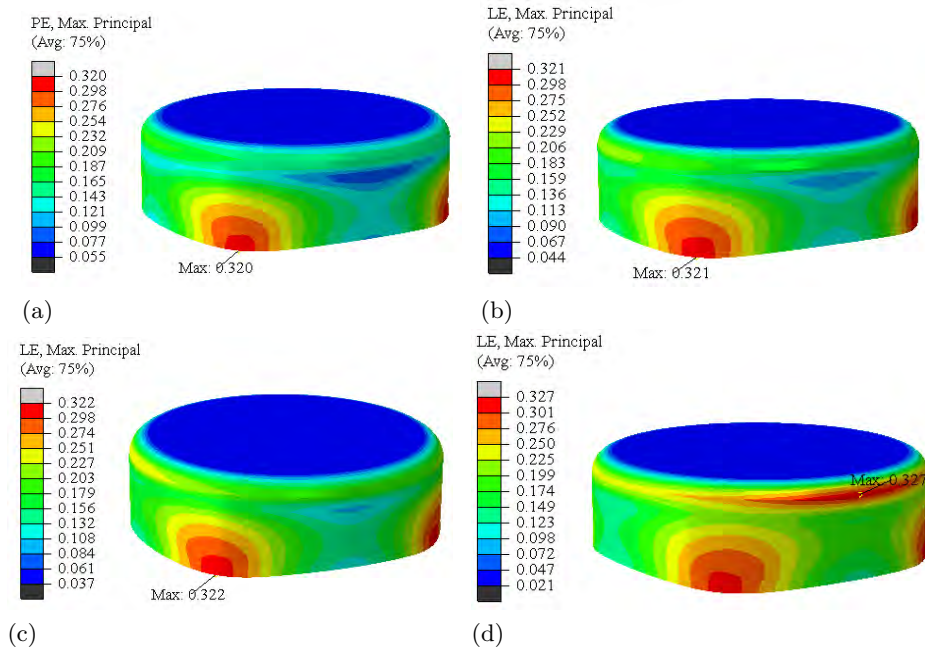


FIGURE 5.12 – Effet de la lubrification lors de la première étape de l'emboutissage inverse du Cu pur sur la déformation principale (a) $f = 0.05$, (b) $f = 0.08$, (c) $f = 0.1$, (d) $f = 0.15$

Le changement de distribution de la déformation dû à la variation du coefficient de frottement est causé par les variables tribologiques et la nature du contact entre le flan et les outils [121]. En général, un frottement plus faible se traduit par une distribution de déformation radiale plus uniforme.

L'influence du coefficient de frottement entre le poinçon et le flan sur la distribution des déformations principales lors de la deuxième étape est illustrée sur la figure 5.13. La conclusion est la même que celle de la figure 5.12 à savoir que la quantité de déformation est plus faible au fond de l'embouti alors qu'elle est maximale à l'extrémité de la périphérie dans les cornes d'anisotropie où la tendance à avoir des plis est plus importante. Ainsi avec l'augmentation du frottement, la région du mur semble être la plus affectée suite à un contact sévère entre les outils.

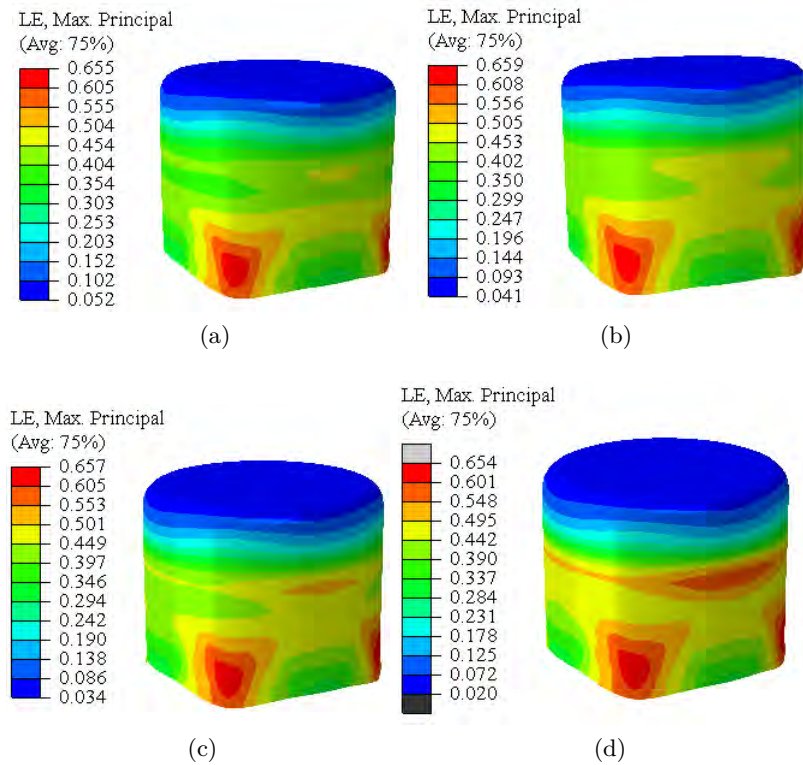


FIGURE 5.13 – Effet de la lubrification lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse du Cu pur sur la déformation principale (a) $f = 0.05$, (b) $f = 0.08$, (c) $f = 0.1$, (d) $f = 0.15$

Par conséquent, la simulation EF a confirmé que le flan est susceptible de présenter des plis. Donc la détermination de la localisation des déformations est donc très utile pour comprendre le stade précoce de la rupture.

5.2.3 Critères de rupture en emboutissage inverse

Les valeurs de déformation majeure et mineure prédites à partir des simulations numériques pour la deuxième étape de l'emboutissage sont superposées à la courbe limite de formage déterminée expérimentalement (Fig.5.14) pour prédire le succès ou l'échec de l'opération d'emboutissage dans les deux étapes. Ces mesures de champ permettent de tracer des nuages de points traduisant l'état de déformation atteint sur la surface extérieure de l'embouti dans les différentes zones distinguées par différentes couleurs. Ces zones peuvent être classées en deux domaines ; un domaine de sécurité correspond à la zone bleue, verte, jaune lors de la première étape et la zone bleue et bleu clair seulement lors de la deuxième étape et un domaine d'échec correspondant à la rupture de l'embouti où la déformation dépasse 28%. D'autre part, la rupture est localisée vers le fond du godet c'est à dire à faible déplacement ce qui est en cohérence avec les résultats expérimentaux.

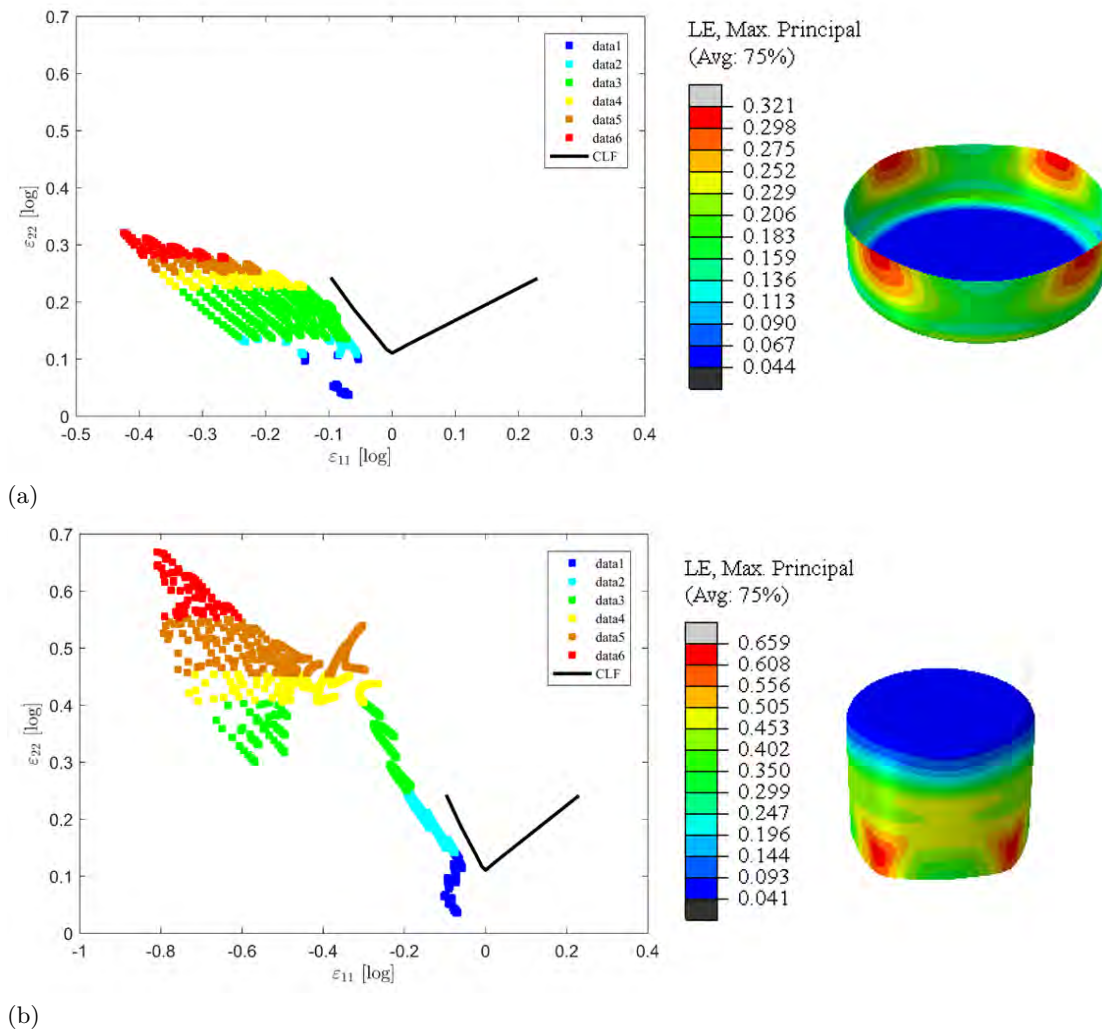


FIGURE 5.14 – Distribution numérique des déformations principales sur un embouti en cuivre pur ,(a) étape 1, (b) étape 2.

Afin de pouvoir établir la profondeur maximale d'emboutissage qui peut être atteinte lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse du cuivre pur, nous avons utilisé les cinq critères de rupture macroscopiques présentés et identifiés dans le chapitre précédent. Ces critères sont implantés via une sous-routine utilisateur dans le code de calcul Abaqus/Standard. L'évolution de la force d'emboutissage en fonction du déplacement, obtenue par simulation numérique lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse du cuivre pur, est comparée avec celle obtenue expérimentalement jusqu'à la rupture sur la figure 5.15-a, où la hauteur de l'embouti à la rupture a été mesurée à 7.9 mm, et localisée juste après le rayon du poinçon comme le montre sur la figure 5.15-b.

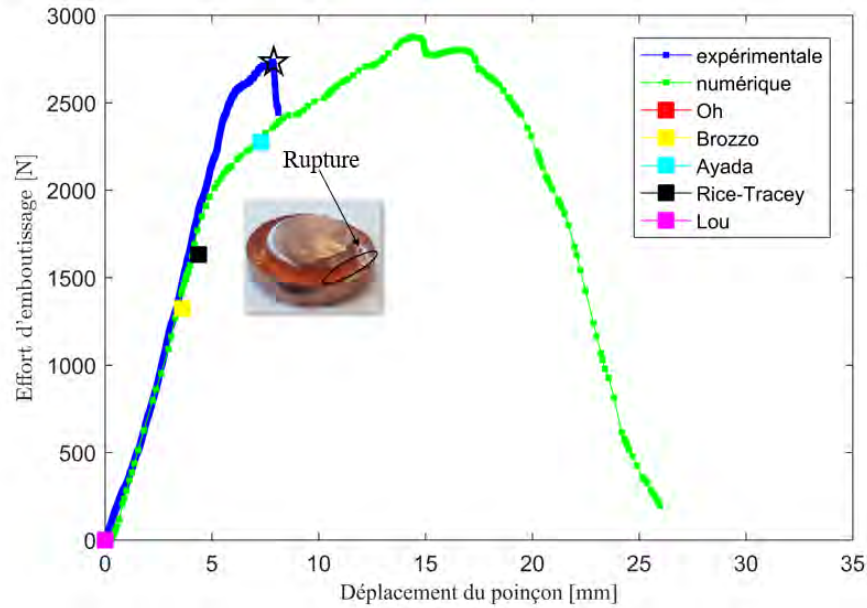


FIGURE 5.15 – Comparaison des courbes effort-déplacement expérimentale et numérique de l'essai d'emboutissage inverse du Cu pur.

Pour les différents critères de rupture, la profondeur de l'embouti obtenue et les déformations principales atteintes à ce niveau (tableau 5.2.3). Sur la figure 5.15, on observe que les critères de Lou et Oh sous-estiment la rupture, selon ces derniers la rupture aura lieu à la première étape pour des profondeurs respectivement 7.02 et 9.41 mm. Cependant, les critères de Brozzo et de Rice-Tracey prédisent que la rupture a bien lieu lors de la deuxième étape de l'emboutissage inverse mais pour des profondeurs respectivement 3.62 et 4.38 mm, inférieures à celle mesurée expérimentalement. Seul le critère de Ayada a bien estimé la rupture avec un écart de l'ordre de 1.4%

Tableau 5.3 – Valeurs des déformations principales et des déplacements de deux poinçons atteintes au moment de la rupture

Critère de rupture	Déformation principale	Déplacement du poinçon 1 (mm)	Déplacement du poinçon 2 (mm)
Oh	0.220	0	9.41
Brozzo	0.257	3.62	—
Ayada	0.334	7.68	—
Rice-Tracey	0.265	4.38	—
Lou	0.148	0	7.02

5.3 Changement du trajet de déformation

La mise en forme de pièces industrielles implique généralement des changements de trajet de déformation lorsque la tôle s'écoule dans la matrice ou lorsqu'elle est transférée d'une opération de mise en forme à la suivante. Le trajet de déformation est une histoire de déformation se produisant pendant l'opération de mise en forme, souvent exprimée dans l'espace de déformation majeures ou mineures, et c'est une caractéristique très importante pour décrire le processus de déformation. Par exemple, une condition de déformation plane peut être exprimée comme un chemin vertical le long de l'axe de déformation majeure puisque la déformation mineure reste nulle. De même, un chemin d'étirement uniaxial pour un matériau isotrope correspond à un chemin linéaire avec une pente de -2 tandis que le chemin de déformation d'étirement biaxial a une pente de 1. Trois grandes catégories de trajets de déformation sont distinguées : Un chemin de déformation quasi-continu, un chemin de déformation inversée (de type Bauschinger) et un changement de trajet de déformation orthogonale. Différents indicateurs macroscopiques sont proposés dans la littérature pour quantifier l'intensité des changements de trajets de déformation, en fonction des tenseurs de déformation ou de contrainte. Le facteur de Schmitt [55] est le plus ancien, basé sur une signification géométrique de l'indicateur lié à l'angle, dans l'espace de déformation, entre les tenseurs de vitesse des déformations pendant la pré-déformation D_1^p et le chemin de déformation suivant D_2^p . Le paramètre Θ est donné par l'Eq.5.1).

$$\Theta = \frac{D_1^p : D_2^p}{\|D_1^p\| \cdot \|D_2^p\|} \quad (5.1)$$

Dans cette étude, les changements de trajets de déformation ont été évalués à partir de l'essai d'emboutissage inverse des tôles ultra fines en cuivre pur. Un modèle EF 2D axisymétrique a été réalisé en utilisant le code de calcul Abaqus afin de calculer le paramètre proposé par [55]. Le calcul du paramètre θ est effectué avec le logiciel Matlab à partir des valeurs des tenseurs de déformation plastique incrémentaux $D_p \cdot dt$ données à chaque incrément dt de la résolution par éléments finis et calculé entre deux états correspondant à deux positions distinctes du poinçon dans la simulation, en utilisant Eq.(1.2). Différents incréments de temps maximum ont été essayés, pour étudier leur sensibilité sur le calcul, mais il était plutôt faible. Un incrément $dt = 0.1$ s a été retenu pour la première étape puisque la variation de θ était difficile à saisir dans cette étape, alors qu'un incrément de $dt = 0,2$ s ait été fixé pour la deuxième étape.

Les changements de trajet de déformation se produisent à la fois au premier stade (Fig.5.16-a) et au second (Fig.5.16-a), mais avec des intensités différentes. Les valeurs tracées sont calculées à une distance radiale située dans la paroi du godet à 3.5 mm du fond sur le côté en contact avec le premier poinçon. À partir des dimensions de l'outil données dans le tableau 1, des valeurs de l'ordre de 0.6 à 0.8 sont rencontrées à l'étape 1, jusqu'à des valeurs proches de 0.35 à l'étape 2. Il convient de noter que les valeurs tracées à la figure 5.16 représentent le plus faible changement

du trajet de déformation ($\theta = 0.6$) observé au cours de la première étape, alors que à la deuxième étape, une valeur inférieure de $\theta = 0.35$ a été enregistrée.

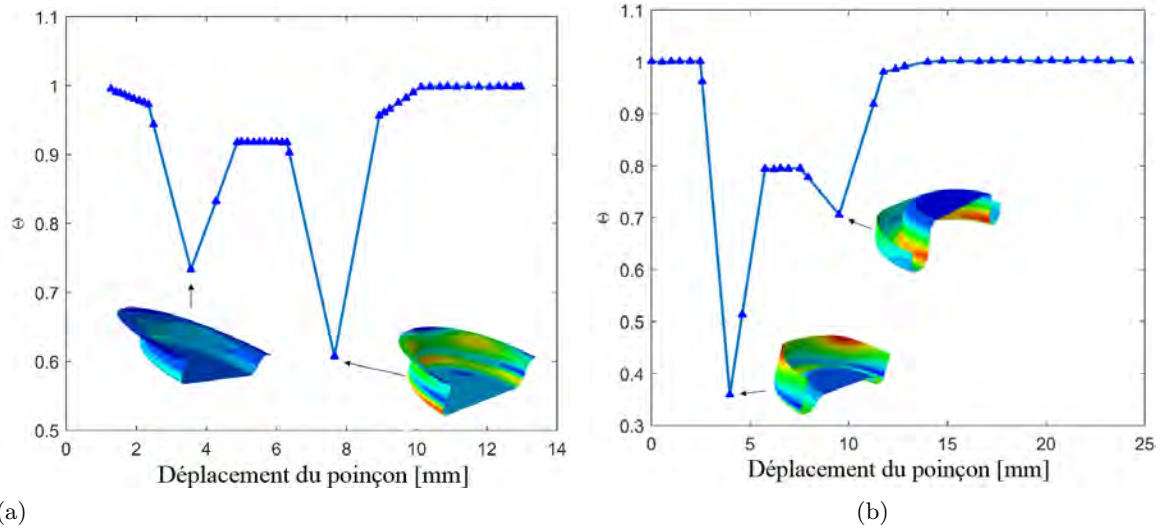


FIGURE 5.16 – Évolution du paramètre θ avec le déplacement du poinçon (a) à la première (b) et à la deuxième étape.

5.3.1 Influence de la géométrie des outils sur le changement du trajet de déformation

- **Étape 1 :**

La figure 5.17 présente l'évolution de θ pour un rayon de matrice donné, allant de 2.6 mm à 3 mm, tout en faisant varier le rayon du poinçon dans la première étape. On observe que ce paramètre a une faible influence sur les changements des trajets de déformation, puisque la valeur la plus basse de $\theta = 0.6$ est similaire à la valeur obtenue précédemment. La valeur la plus basse est obtenue pour la même course de poinçon (8 mm), pour un rayon de matrice de 3 mm et un rayon de poinçon creux égal à 2.3 mm.

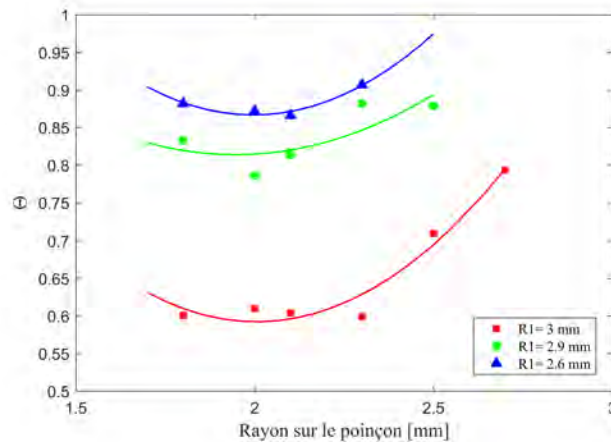


FIGURE 5.17 – Évolution du paramètre θ en fonction du rayon du poinçon lors du première étape pour différentes valeurs de rayon de matrice.

• **Étape 2 :**

Au cours de la deuxième étape, des changements importants du trajet de déformation sont attendus [122]. La figure 5.18 présente l'évolution de θ pour un rayon de matrice donné allant de 1.8 mm à 2.5 mm, tout en faisant varier le rayon du poinçon de 1.6 mm à 2.3 mm. Il est intéressant de noter que le rayon de poinçon est le paramètre clé qui régit les changements de trajet de déformation dans la deuxième étape. La dispersion sur θ est assez importante pour les différentes configurations, la valeur la plus basse de $\theta = -0.1$ étant pour un rayon de matrice égal à 2.1 mm et le rayon de poinçon creux égal à 1.7 mm, ce qui correspond à un trajet orthogonal.

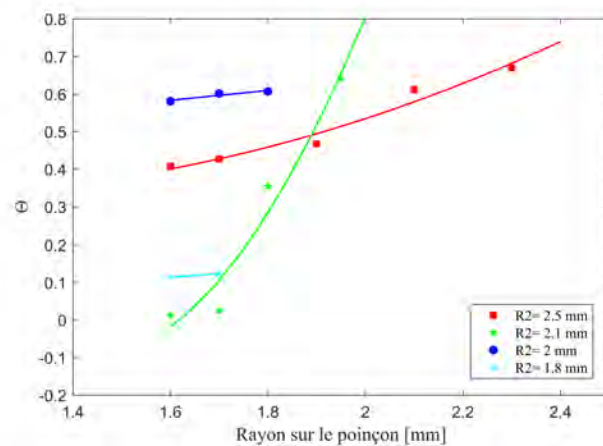


FIGURE 5.18 – Évolution du paramètre θ avec le rayon du poinçon lors de la seconde étape pour différentes valeurs du rayon matrice

La figure 5.19 présente l'évolution de θ en fonction du jeu entre le poinçon et la matrice pour chaque étape. Même si l'épaississement de la tôle est faible dans la première étape et inférieur au jeu, l'évolution est sensible par ce paramètre et on observe la valeur de θ est minimale pour un jeu égal à 0.17 mm. Pour la deuxième étape, le jeu entre le poinçon et la matrice a une grande influence sur l'évolution du paramètre θ puisque sa valeur peut être inférieure à 0 en raison de l'apparition de plis lorsque le jeu atteint 0.2 mm. Ainsi, le minimum de θ sans formation des plis sur le godet, correspondant à un jeu égal à 0.16 mm, semble être un bon compromis.

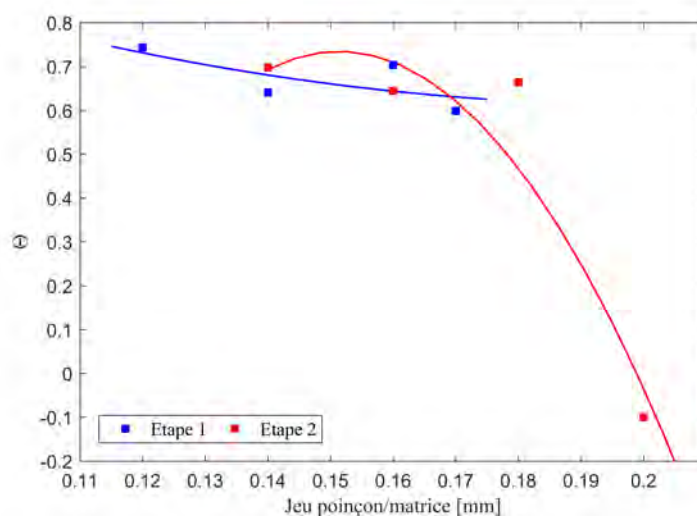


FIGURE 5.19 – Évolution du paramètre θ en fonction du jeu entre le poinçon et la matrice lors des deux étapes

5.4 Conclusion

Dans ce chapitre, on a présenté le dispositif d'emboutissage inverse qui a été conçu, et une étude expérimentale sur les deux matériaux sur les différents paramètres qui peuvent influencer le procédé. Différents efforts de serrage ont été appliqués pour améliorer la qualité de l'embouti final en association avec différentes conditions de lubrification. On a pu obtenir un godet comme résultat de la première étape sans plis. Cependant, la deuxième étape n'a pas pu être réalisée avec succès à cause de l'apparition de plis ou d'une rupture précoce. Parallèlement, une étude numérique a été réalisée afin de déterminer les conditions optimales d'essais et de prédire l'apparition de la rupture. Cinq critères de rupture macroscopiques ont été considérés. Seuls les résultats issus du critère de Ayada sont en cohérence avec les données expérimentales. Tandis les autres critères sous-estiment la rupture du lors d'un essai d'emboutissage inverse. Globalement, les simulations reproduisent fidèlement les résultats expérimentaux. Les légères différences constatées entre simulations et expériences proviennent probablement de la complexité du procédé et

de la difficulté de modéliser avec exactitude les contacts entre les différents éléments. En plus, l'évolution des changements de trajectoire de déformation se produisant lors de deux étapes de ce procédé est étudiée. On a constaté que de grands changements de chemin de déformation se produisent dans la deuxième étape.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

Conclusions

L'ensemble de ces travaux a permis d'aborder indépendamment un certain nombre de problématiques se produisant dans les outils à suivre de micro-formage. A ce titre, plusieurs opérations telles que le pliage, l'emboutissage, l'emboutissage inverse et l'ensemble des problématiques scientifiques qui y sont associées, comme la formabilité, le comportement des matériaux, la rupture sont analysés. Le micro formage est une technologie appropriée pour fabriquer de très petites pièces métalliques à partir des tôles de faible épaisseur. Ce travail de recherche s'inscrit dans cette thématique et concerne la caractérisation expérimentale et numérique de la formabilité des tôles ultra fines d'alliages de cuivre.

Dans le premier chapitre, on a présenté à une étude bibliographie sur les différentes caractéristiques des tôles ultra fines et les problèmes rencontrés lors d'opérations de mise en forme. En effet, lorsque les dimensions des pièces mécaniques sont réduites, les effets dits de taille apparaissent qui rendent impossible d'utiliser le savoir-faire, des méthodes empiriques et analytiques des procédés de formage classiques dans les domaines du micro-formage. On a mis l'accent sur trois opérations particulières intervenant régulièrement dans les procédés de mise en forme utilisant des outils à suivre. Le procédé d'emboutissage inverse a été étudié, son originalité, ses avantages et la complexité du chemin de déformation qui peut se produire au cours de ce procédé qui consiste à réemboutir une tôle dans la direction opposée de la première opération d'emboutissage. Le deuxième procédé de formage décrit dans cette partie est le pliage en U, qui représente un essai typique pour étudier le phénomène du retour élastique. D'autre part, l'outil courbes limites de formage (CLF) est présenté dans son application aux tôles ultra-fines.

Une caractérisation mécanique et microstructurale du cuivre pur et de l'alliage de cuivre béryllium a été présentée dans le deuxième chapitre. Tout d'abord, le comportement mécanique a été étudié par des essais de traction qui ont permis d'identifier la loi de comportement retenue pour la simulation numérique des différents procédés étudiés. Ensuite, les critères de rupture utilisés pour la prédiction de la rupture ont été présentés ainsi que leur identification.

Dans le troisième chapitre, la détermination de la CLF à partir de l'essai Nakazima ainsi

que les différentes conditions expérimentales de cet essai sont détaillées. Deux méthodologies différentes de mesure de la striction, dépendante du temps ou de la position (norme ISO 12004-2 :2008) ont été décrites et analysées en détail pour déterminer le début de la localisation de la striction. On a montré que la méthode proposée par la norme ISO 12004-2 sous-estime la CLF du cuivre pur et de l'alliage de cuivre béryllium. Une procédure de compensation des effets combinés de la courbure et du chemin de déformation non linéaire qui se produisent pendant le test de Nakajima a été appliquée à la CLF obtenue, en utilisant des mesures enregistrées par corrélation d'image numérique tout au long de l'historique de déformation. La méthode adoptée dans ce travail est basée sur celle décrite par Min et al [98]. Après ces corrections, on a pu obtenir des trajets de déformation linéaire. La deuxième partie de ce chapitre a porté sur la modélisation numérique de l'endommagement. Cinq critères de rupture macroscopiques, à savoir les critères de Oh, de Brozzo, d'Ayada, de Rice-Tracey et de Lou ont été implantés dans le code de calcul Abaqus via une sous-routine utilisateur. L'identification de ces critères s'est fait à partir de l'essai de traction et l'essai de Nakajima avec une éprouvette de largeur 5 mm. On a montré que seul le critère de Lou a prédit correctement la rupture des tôles ultra fines de cuivre. La CLF numérique obtenue est comparée à l'expérimentale et une bonne concordance des résultats a été notée.

Le quatrième chapitre est focalisé sur la caractérisation du retour élastique dans le cadre de l'essai de pliage en U des tôles ultra fines de l'alliage de cuivre béryllium. L'effet de l'effort de maintien du flan sur la force exercée par le poinçon et sur le retour élastique a été identifié. On a constaté que le retour élastique diminue avec l'augmentation de l'effort de serrage à condition de ne pas dépasser une valeur limite à partir de laquelle on aura une rupture précoce. Des simulations numériques ont accompagné cette étude et les résultats obtenus ont été comparés avec succès aux résultats expérimentaux. Une deuxième partie a été consacrée à la prédiction de la rupture par les critères de rupture macroscopiques et des observations MEB des faciès de ruptures ont été réalisées.

Le dernier chapitre a été consacré à l'étude expérimentale et numérique du procédé d'emboutissage inverse, pour différents efforts de serrage afin d'évaluer son influence sur les godets obtenus. De plus, différentes conditions de lubrification ont été testées dans le but de trouver les conditions optimales de cet essai. On a montré que l'utilisation d'un film de téflon comme lubrifiant combiné avec un effort de serrage relativement élevé a permis d'améliorer la qualité des pièces obtenues. Dans un second temps, des essais de validation numériques ont été réalisés. D'une part, une étude de sensibilité des paramètres numériques et des effets des paramètres opératoires a été réalisée. D'autre part, lors de l'étude consacrée à la rupture. On a montré que le critère d'Ayada est celui qui conduit à la prédiction la plus proche du déplacement critique, c'est-à-dire lorsque la rupture apparaît, par rapport aux autres critères où le déplacement du poinçon à la rupture est sous-estimé.

Perspectives

La synthèse des travaux présentée permet d'envisager différents axes de recherches afin d'aller plus loin et d'améliorer ces résultats. En premier, il serait bien évidemment nécessaire de coordonner chaque contribution élémentaire de ce travail pour réaliser une simulation numérique complète d'une pièce complexe dans un outillage à suivre.

Sur la caractérisation du comportement des tôles ultra-fines, il serait intéressant de faire varier la taille de grains des matériaux étudiés par des traitements de recuits successifs et de mener par la suite une campagne d'essais de traction jusqu'à rupture, afin d'étudier l'influence de la taille de grains sur le comportement mécanique des tôles ultra-fines de cuivre.

En ce qui concerne la caractérisation de la formabilité des tôles ultra-fines et la procédure de compensation de l'influence des trajets de déformation non linéaires, de la courbure et de la pression de contact, il serait intéressant de la généraliser aux métaux anisotropes, ainsi qu'aux matériaux présentant un écrouissage isotrope-cinématique combiné.

Lors de la mise en forme d'une pièce complexe par outils à suivre, l'un des facteurs clés, à l'origine du phénomène de retour élastique est le changement significatif des trajets de déformation. Il serait intéressant d'étudier l'effet de la pré-déformation sur le retour élastique, et comment elle influence le chemin de déformation ainsi que l'influence du module d'Young des tôles ultra-fines de cuivre.

Dans ce travail, nous avons proposé une simulation numérique du procédé d'emboutissage inverse. Cette simulation méritera d'être améliorée afin de mieux décrire ce procédé, en intégrant des lois de comportement anisotropes plus complexes.

BIBLIOGRAPHIE

1. MANUFACTURING, B., *The deep draw process* <http://www.braxtonmfg.com/deepdraw.htm>, 2018.
2. CHENG, C., WAN, M., MENG, B., ZHAO, R. & HAN, W. P., Size effect on the yield behavior of metal foil under multiaxial stress states : Experimental investigation and modelling, *International Journal of Mechanical Sciences* **151**, 760-771 (2019).
3. PHAM, C. H., *Vrillage de tôles métalliques ultra-minces après emboutissage* thèse de doct. (Université de Bretagne sud, 2014).
4. MENG, B. & FU, M. W., Size effect on deformation behavior and ductile fracture in microforming of pure copper sheets considering free surface roughening, *Materials and Design* **83**, 400-412 (2015).
5. ZHENG, J., SHI, S. & FU, M., Progressive microforming of pin-shaped plunger parts and the grain size effect on its forming quality, *Materials and Design* **187**, 108-386 (2020).
6. CAO, J. *et al.*, Manufacturing of advanced smart tooling for metal forming, *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* **68**, 605–628 (2019).
7. ZHENG, J., YANG, H., FU, M. & NG, C., Study on size effect affected progressive micro forming of conical flanged parts directly using sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology* **272**, 72—86 (2019).
8. WANG, C. J., GUO, B. & SHAN, B., Effect of die cavity dimension on micro U deep drawing behaviour with T2 foil, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **19**, s790-s794 (2009).
9. HAJBARAT, Investigation of the variable elastic unloading modulus coupled with nonlinear kinematic hardening in springback measuring of advanced high strength steel in U shaped process, *Journal of Manufacturing Processes* **25**, 391-401 (2017).
10. XU, Z., PENG, L. & BAO, E., Size effect affected springback in micro meso scale bending process : Experiments and numerical modeling, *Journal of Materials Processing Technology* **252**, 407-420 (2018).
11. ZHANG, R., XU, Z., DENG, Y. & PENG, L., Characterizing the back stress of ultra-thin metallic sheet via pre-strain tension/bending process, *Journal of Materials Processing Technology* **279**, 116-560 (2020).

-
12. OUAKDI, E. H., LOUAHDI, R., KHIRANI, D. & TABOUROT, L., Evaluation of springback under the effect of holding force and die radius in a stretch bending test, *Materials and Design* **35**, 106-112 (2012).
 13. BENOÛTHMEN, K, *Comportement et endommagement des tôles minces en acier inoxydable austénitique pour application d'emboutissage par retournement* thèse de doct. (Université de Sfax, 2017).
 14. ZHANGA, Z., CHENA, N., FURUSHIMA, T. & LI, B., Deformation behavior of metal foil in micro pneumatic deep drawing process, *Procedia Manufacturing* **15**, 1422—1428 (2018).
 15. HU, Z., SCHUBNOV, A. & VOLLERTSEN, F., Tribological behaviour of DLC-films and their application in micro deep drawing, *Journal of Materials Processing Technology* **212**, 647-652 (2012).
 16. ENGEL, U., Tribology in microforming, *Wear* **260**, 265—273 (2006).
 17. GONG, F., GUO, B., WANG, C. & SHAN, D., Micro deep drawing of micro cups by using DLC film coated blank holders and dies, *Diamond and Related Materials* **20**, 196—200 (2011).
 18. SATO, H., MANABE, K., ITO, K., WEI, D. & JIANG, Z., Development of servo-type micro-hydropneumatic deep-drawing apparatus and micro deep-drawing experiments of circular cups, *Journal of Materials Processing Technology* **224**, 233-239 (2015).
 19. GONG, F. *et al.*, Influences of lubrication conditions and blank holder force on micro deep drawing of C1100 micro conical–cylindrical cup, *Precision Engineering* **42**, 224-230 (2015).
 20. LUO, L., WEI, D., ZUC, G. & JIANG, Z., Influence of blank holder-die gap on micro-deep drawing of SUS304 cups, *International Journal of Mechanical Sciences* **119**, 106—165 (2021).
 21. TAKALKAR, A., MAILAN, C. & TAKALKAR, Deep drawing process at the elevated temperature : A critical review and future research directions, *CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology* **27**, 56-67 (2019).
 22. REDDY, P. V., RAMESHA, J., RAO, P. S. & RAMULU, P. J., Experimental and numerical analysis on deep drawing rectangular cups made of different anisotropic materials, *Materials Today : Proceedings* **5**, 27171-27177 (2018).
 23. ZHAO, S. D., .ZHANG, Z. Y., .ZHANG, Y & .YUAN, J. H., The study on forming principle in the process of hydro-mechanical reverse deep drawing with axial pushing force for cylindrical cups, *Journal of Materials Processing Technology*, 187—188 (2002).

-
24. THUILLIER, S, MANACH, P., MENEZES, L. & OLIVEIRA, M., Experimental and numerical study of reverse redrawing of anisotropic sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology* **125-126**, 764-771 (2002).
 25. ZHANG, Z., XU, Y. & YUAN, S., Bending effect on fracture of 5A06 aluminum alloy plate during reverse deep drawing, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **133** (2016).
 26. YOUNIS, K., JABER, A. & SALAH, A., Numerical Analysis of The Multi-Stage Reverse Deep Drawing Process, *Engineering And Technology Journal* **34** (2016).
 27. WANG, C *et al.*, Size effects affected uniaxial tensile properties and formability in rubber pad microforming process of pure nickel thin sheets, *International Journal of Mechanical Sciences* **182**, 10-57 (2020).
 28. HMIDA, R. B., THIBAUD, S., GILBIN, A. & RICHARD, F., Influence of the initial grain size in single point incremental forming process for thin sheets metal and microparts : Experimental investigations, *Materials and Design* **45**, 155-165 (2013).
 29. KUMAR, D. A. D. R., Effect of Thickness and Grain Size on Flow Stress of Very Thin Brass Sheets, *Procedia Materials Science* **6**, 154-160 (2014).
 30. YANG, L & LU, L, The influence of sample thickness on the tensile properties of pure Cu with different grain sizes, *Scripta Materialia* **69**, 242-245 (2013).
 31. LAI, X., PENG, L., HU, P., LAN, S. & NI, J., Material behavior modelling in micro meso-scale forming process with considering size scale effects, *Computational Materials Science* **43**, 1003-1009 (2008).
 32. AN, J., WANG, Y. F., WANG, Q. Y., Q. CAO, W & X. HUANG, C, The effects of reducing specimen thickness on mechanical behavior of cryo-rolled ultrafine-grained copper, *Materials Science and Engineering* **651**, 1-7 (2016).
 33. XU, J., ZHU, X., SHAN, D., GUO, B. & LANGDON, T. G., Effect of grain size and specimen dimensions on micro-forming of high purity aluminum, *Materials Science and Engineering* **646**, 07-217 (2015).
 34. ZHANG, H., LIU, J., SUI, D., CUI, Z. & FU, M., Study of microstructural grain and geometric size effects on plastic heterogeneities at grain-level by using crystal plasticity modeling with high-fidelity representative microstructures, *International Journal of Plasticity* **100**, 69-89 (2018).
 35. LI, W. T., LI, H. & FU, M. W., Interactive effect of stress state and grain size on fracture behaviours of copper in micro-scaled plastic deformation, *International Journal of Plasticity* **114**, 126-143 (2018).

-
36. FANG, Z. *et al.*, Grain size effect of thickness average grain size on mechanical behaviour, fracture mechanism and constitutive model for phosphor bronze foil, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **79**, 1905-1914 (2015).
 37. ZHAO, Y. *et al.*, Influence des dimensions de l'éprouvette et des méthodes de mesure de la déformation sur la traction courbes contrainte, *Materials Science and Engineering* **525**, 68-77 (2009).
 38. FURUSHIMA, T., TSUNEZAKI, H., MANABE, K. & ALEXSANDROV, S., Ductile fracture and free surface roughening behaviors of pure copper foils for micro meso-scale forming, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **76**, 34-48 (2014).
 39. PHAM, C., THUILLIER, S. & MANACH, P., Mechanical Properties Involved in the Micro-forming of Ultra-thin Stainless Steel Sheets, *Metallurgical and Materials Transactions* **46**, 3502—3515 (2015).
 40. XU, Z., PENG, L., FU, M. & LAI, X., Size effect affected formability of sheet metals in micro/meso scale plastic deformation : Experiment and modeling, *International Journal of Plasticity* **68**, 34-54 (2015).
 41. CHONGTHAIRUNGRUANG, B., UTHAISANGSUK, V., SURANUNTCHAI, S. & JIRATHEARANAT, S., Springback prediction in sheet metal forming of high strength steels, *Materials and Design* **50**, 253-266 (2013).
 42. RAMANJANEYULU, P., VENKATARAMAIAH, P. & REDDY, K. D., Multi parameter optimization of deep drawing for cylindrical cup formation on brass sheets using Grey Relational Analysis, *Materials Today : Proceedings* **18**, 2772-2778 (2019).
 43. BANU, M *et al.*, Simulation of springback and wrinkling in stamping of a dual phase steel rail-shaped part, *Journal of Materials Processing Technology* **173**, 178-184 (2006).
 44. WANG, L., HUANG, G., ZHANG, H., WANG, Y. & YIN, L., Evolution of springback and neutral layer of AZ31B magnesium alloy V-bending under warm forming conditions, *Journal of Materials Processing Technology* **213**, 844-850 (2013).
 45. LI, H. *et al.*, Size effect on springback behavior due to plastic strain gradient hardening in microbending process of pure aluminum foils, *Materials Science and Engineering : A* **527**, 4497-4504 (2010).
 46. WANG, C., GUO, B. & SHAN, D., Friction related size-effect in microforming a review, *Manufacturing Review* **1**, 23 (2014).
 47. MA, Z., TONG, G. Q., CHEN, F., WANG, Q. & S.WANG, Grain size effect on springback behavior in bending, *Journal of Materials Processing Technology* **224**, 11-17 (2015).

-
48. LIU, J. G., FU, M. W., LU, J. & CHAN, W. L., Influence of size effect on the springback of sheet metal foils in micro-bending, *Computational Materials Science* **50**, 2604-2614 (2011).
 49. MENG, B., WANG, W., ZHANG, Y. & WAN, M., Size effect on plastic anisotropy in microscale deformation of metal foil, *Journal of Materials Processing Technology* **271**, 6–61 (2019).
 50. IRTHEA, I., GREEN, G., HASHIM, S. & KRIAMA, A., Experimental and numerical investigation on micro deep drawing process of stainless steel 304 foil using flexible tools, *International Journal of Machine Tools Manufacture* **67**, 21–33 (2014).
 51. WANG, X. *et al.*, Size effects on formability in microscale laser dynamic forming of copper foil, *Journal of Materials Processing Technology* **220**, 173-183 (2015).
 52. ZHANG, H. & DONG, X., Physically based crystal plasticity FEM including geometrically necessary dislocations : Numerical implementation and applications in micro-forming, *Computational Materials Science* **110**, 308-320 (2015).
 53. DESIRÉ, B. *et al.*, Identification des paramètres d’anisotropie des toles d’aluminium 1200 et 1050 produites au Cameroun, *Mécanique et Industries* **8**, 559—566 (2007).
 54. HASSAN, H., TRAPHÖNER, H., GÜNER, A. & TEKKAYA, A., Accurate springback prediction in deep drawing using pre-strain based multiple cyclic stress–strain curves in finite element simulation, *International Journal of Mechanical Sciences* **110**, 229-241 (2016).
 55. BAUDELET, S. E. A. B., Yield loci for polycrystalline metals without texture, *Material Science and Engineering* **75**, 13-20 (1985).
 56. MANACH, P., *Lois de comportement et mise en forme des matériaux métalliques* thèse de doct. (Université de bretagne sud, 2004).
 57. RAUCH, E. & SCHMITT, J., Dislocation Substructures in Mild Steel Deformed in Simple Shear, *Materials Science and Engineering* **113**, 441-448 (1989).
 58. BEYERLEIN, I. & TOMÉ, C., Modeling transients in the mechanical response of copper due to strain path changes, *International Journal of Plasticity* **23**, 640-664 (2007).
 59. LEOTOING, L. & GUINES, D., Investigations of the effect of strain path changes on forming limit curves using an in-plane biaxial tensile test, *International Journal of Mechanical Sciences* **99**, 21-28 (2015).
 60. SÉNÉ, N., *Etudes expérimentales et numériques de la micro-formabilité des matériaux métalliques de faible épaisseur* thèse de doct. (Université de Savoie, 2010).
 61. NAKAZIMA, K., KIKUMA, T. & K.HASUKA, Study on the formability of steel sheets, *Yawata Technol. Rep.* **264**, 8517—8530 (1968).

-
62. MARCINIAK, Z. & KUCZYNSKI, K., Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal, *International Journal of Mechanical Sciences* **9**, 609-620 (1967).
 63. ZHANG, L., MIN, J., JE.CARSLEY, B.STOUGHTON, T & LIN, J., Experimental and theoretical investigation on the role of friction in Nakazima testing, *International Journal of Mechanical Sciences* **133**, 217-226 (2017).
 64. C.ZHANG, Z, C.XU, Y & .YUAN, S, Reverse deep drawability of 5A06 aluminum alloy plate at elevated temperatures, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* **26**, 1538-1545 (2016).
 65. NODER, J. & BUTCHER, C., A comparative investigation into the influence of the constitutive model on the prediction of in-plane formability for Nakazima and Marciniak tests, *International Journal of Mechanical Sciences* **163**, 105-138 (2019).
 66. VYSOCHINSKIY, D., COUDERT, T., REYES, A. & LADEMO, O. G., Determination of Forming Limit Strains Using Marciniak-Kuczynski Tests and Automated Digital Image Correlation Procedures, *Key Engineering Materials* **504-506**, 17-22 (2012).
 67. BONG, H., BARLAT, F., LEE, M. & AHN, D., The forming limit diagram of ferritic stainless steel sheets Experiments and modeling, *International Journal of Mechanical Sciences* **64**, 1-10 (2012).
 68. CHEONG, D. K., *On the Influence of the Through-Thickness Strain Gradient for Characterization of Formability and Fracture of Sheet Metal Alloys* thèse de doct. (the University Of Waterloo, 2019), 160.
 69. SWIFT, H., Plastic instability under plane stress, *Journal of the mechanics and physics of solids* **1**, 1-18 (1952).
 70. HILL, R. & DM, On discontinuous plastic states, with special refernce to localized necking in thin sheets, *Journal of the mechanics and physics of solids* **1**, 19-30 (1969).
 71. HORA, P., TONG, L. & REISSNER, J., A prediction method for ductile sheet metal failure in FE-simulation, *Proceedings of NUMISHEET* **5**, 363-375 (1996).
 72. MARCINIAK, Z. & KUCZYNSKI, K., Limit strains in the processes of stretch-forming sheet metal, *International Journal of Mechanical Sciences* **9**, 609-612 (1967).
 73. DIZAJI, S., DARENDELILER, H & KAFTANOĞLU, B., Prediction of forming limit curve at fracture for sheet metal using new ductile fracture criterion, *European Journal of Mechanics - A/Solids* **69**, 255-265 (2018).
 74. LUMELSKYJ, D., J.ROJEK & M.TKOCZ, Detection of strain localization in numerical simulation of sheet metal forming, *Archives of Civil and Mechanical Engineering* **18**, 490-499 (2018).

-
75. YANG, Z., ZHAO, C., DONG, G. & CHEN, Z., Experimental calibration of ductile fracture parameters and forming limit of AA7075-T6 sheet, *Journal of Materials Processing Technology* **64**, 1-10 (2020).
 76. SITU, Q., MK.JAIN & METZGER, D., Determination of forming limit diagrams of sheet materials with a hybrid experimental–numerical approach, *International Journal of Mechanical Sciences* **3**, 707-719 (2011).
 77. ABOVYAN, T., KRIDLI, T. G., FRIEDMAN, P & GEORGES, A., Formability prediction of aluminum sheet alloys under isothermal forming conditions, *Journal of Manufacturing Processes* **20**, 406-413 (2015).
 78. MA, B. *et al.*, Investigation on forming limit of advanced high strength steels (AHSS) under hot stamping conditions, *Journal of Manufacturing Processes* **30**, 320-327 (déc. 2017).
 79. LEOTOING, L., GUINES, D., ZHANG, S. & RAGNEAU, E., Cruciform shape benefits for experimental and numerical evaluation of sheet metal formability, *Journal of Materials Processing Technology* **554-557**, 41-46 (2013).
 80. ZHANG, P. *et al.*, Plastic instability and fracture of ultra-thin stainless-steel sheet, *International Journal of Solids and Structures* **202**, 699–716 (2020).
 81. PENG, L., XU, Z., FUB, M. & LAI, X., Forming limit of sheet metals in meso-scale plastic forming by using different failure criteria, *International Journal of Mechanical Sciences* **120**, 190–203 (2017).
 82. TEKKAYA, A., BOUCHARD, P., BRUSCHI, S. & TASAN, C., Damage in metal forming, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* **69**, 600-623 (2020).
 83. OH, S., CHEN, C. & KOBAYASHI, S., Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing-part 2 : workability in extrusion and drawing, *Journal of Engineering for Industry* **101**, 36-44 (1979).
 84. BROZZO, P., DELUCA, B. & RENDINA, R., Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing-part 2 : workability in extrusion and drawing, *Proceedings of the 7th Biennial conference of IDDRG* (1972).
 85. AYADA, M., HIGASHINO, T. & MORI, K., Central bursting in extrusion of inhomogeneous, *Advanced Technology of Plasticity* (1987).
 86. RICE, J. & TRACEY, D., On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields, *Journal of the mechanics and physics of solids* **17**, 201-217 (1969).
 87. LOU, Y., HUH, H., LIM, S. & PACK, K., New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals, *International Journal of Solids and Structures* **49**, 3605-3615 (2012).

-
88. MIN, J., STOUGHTON, T., CARSLY, J. & LIN, J., Compensation for process-dependent effects in the determination of localized necking limits, *International Journal of Mechanical Sciences* **117**, 115-134 (2016).
 89. HU, Q. *et al.*, Prediction of forming limits for anisotropic materials with non-linear strain paths by an instability approach, *International Journal of Plasticity* **103**, 143—167 (2018).
 90. *ISO 12004-2 :2008 October, Metallic materials - Sheet and strip - Determination of forming limit curves - Part 2 : determination of forming-limit curves in laboratory - Metallic material* 2008.
 91. SENE, N. A., BALLAND, P. & ARRIEUX, R., Etude de l'influence de la direction de laminage sur les courbes limites de micro-formage, *23ème Congrès Français de Mécanique* (2017).
 92. SONG, X., *Identification of forming limits of sheet metals with an in-plane biaxial tensile test* thèse de doct. (INSA de Rennes, 2018).
 93. MERKLEIN, N., KUPPERT, A. & GEIGER, M., Time dependent determination of forming limit diagrams, *CIRP annals*, 295-298 (2010).
 94. BALLAND, P. *et al.*, Détermination des courbes limites de formage sur des matériaux nano-structurés, *18ème Congrès Français de Mécanique* (2007).
 95. VOLK, W. & GABER, C, Investigation and Compensation of Biaxial Pre-strain During the Standard Nakajima and Marciniak test Using Generalized Forming Limit Concept, *Procedia Engineering* **207**, 568-573 (2017).
 96. MARTINEZ-DONAIRE, A., GARCIA-LOMAS, F. & VALLELLANO, C., New approaches to detect the onset of localised necking in sheets under through-thickness strain gradients, *Materials and Design, Procedia Engineering* **57**, 135-145 (2014).
 97. MAGRINHO, J. *et al.*, On the determination of forming limits in thin-walled tubes, *International Journal of Mechanical Sciences* **155**, 381-391 (2019).
 98. MIN, J., B.STOUGHTON, T, ARSLEY, C. & LIN, J., An improved curvature method of detecting the onset of localized necking in Marciniak tests and its extension to Nakazima tests, *International Journal of Mechanical Sciences* **123**, 238-252 (2017).
 99. WANG, Z., ZHENG, L. & Z.WANG, Caractérisation de formant limites à fracture pour aluminium alliage 6K21-T4 des draps dans non linéaire souche chemins utilisant une biaxial tension / cisaillement Chargement en cours test, *International Journal of Mechanical Sciences* **184**, 105-672 (2020).
 100. TOSHNIWAL, K., PAREDDY, S., KOTKUNDE, N. & GUPTA, A., Numerical Investigation on Stress based Forming Limit Diagram for Ti6Al-4V Alloy, *Materials Today : Proceedings* **4**, 8096—8103 (2017).

-
101. HASHEMI, R. & ABRINIA, K., Analysis of the extended stress-based forming limit curve considering the effects of strain path and through-thickness normal stress, *Materials and Design* **54**, 670-677 (2014).
 102. SÈNE, N., BALLAND, P., ARRIEUX, R. & BOUABDALLAH, K., An experimental study of the microformability of very thin materials, *Experimental Mechanics* **53**, 155-162 (2013).
 103. KIM, H. & KOÇ, M., Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions, *Journal of Materials Processing Technology* **204**, 370-383 (2008).
 104. LEE, M., KIM, D., KIM, C., WENNER, M. & CHUNG, K., Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions, part III : applications, *International Journal of Plasticity* **21**, 915-953 (2005).
 105. LIU, G., LIN, Z., XU, W. & BAO, Y., Variable blankholder force in U-shaped part forming for eliminating springback error, *Journal of Materials Processing Technology* **120**, 259-264 (2002).
 106. NGUYEN, V. D., ADRAGNA, P. & LAFON, P., Predicting the effects of material and process parameters on springback by fem numerical simulation in sheet metal forming, *10ème Conférence Francophone de Modélisation, Optimisation et Simulation*, 370-383 (2014).
 107. SAMUEL, M., Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl in U-bendings of anisotropic sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology* **105**, 382-393 (2000).
 108. PAPELEUX, L. & PONTHOT, J., Finite element simulation of springback in sheet metal forming, *Journal of Materials Processing Technology* **125**, 785-791 (2002).
 109. LI, K., CARDEN, W. & WAGONER, R., Simulation of springback, *International Journal of Mechanical Sciences* **44**, 103-122 (2002).
 110. KADKHODAYAN, M. & POURHASAN, R., Springback simulation of friction aided deep drawing process, *Iran International Aluminum Conference-IIAC2009* (2009).
 111. DEWANG, Y., PANTHI, S. K. & HORA, M. S., Some aspects of blank holding force in stretch flanging process, *Materials Today : Proceedings* **5**, 6789-6798 (2018).
 112. A.MISHRA & S.THUILLIER, Investigation of the rupture in tension and bending of DP980 steel sheet, *International Journal of Mechanical Sciences* **84**, 171-181 (2014).
 113. GHADIKOLAEI, H., NAEINI, H., MIRNIA, M. J., GORJI, M. A. M. H. & ALEXANDROV, S., Fracture Analyse sur Pliage en U de AA6061 aluminium alliage feuille utilisant phénoménologique ductile fracture Critères, *Thin-Walled Structures* **148**, 106-566 (2020).

-
114. ESCHE, S. K., AHMETOGLU, M. A., .KINZEL, G. L. & .ALTAN, T, Numerical and experimental investigation of redrawing of sheet metals, *Journal of Materials Processing Technology*, 17-24 (2000).
 115. ZHANG, Z. C., XU, Y. C. & YUAN, S. J., Reverse deep drawability of 5A06 aluminum alloy plate at elevated temperatures, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 1538–1545 (2015).
 116. DEMIRCI, H. I., ESNER, C. & YASAR, M., Size effect affected formability of sheet metals in micro/meso scale plastic deformation : Experiment and modeling, *International Journal of Plasticity* **206**, 152—160 (2008).
 117. VOLK, M., NARDIN, B. & B.DOLSAK, Application of Numerical Simulations in the Deep-Drawing Process and the Holding System with Segments' Inserts, *Journal of Mechanical Engineering* **57**, 697-703 (2011).
 118. SINGAL, A. & IBRAHIM, K., Investigational Study for the Feasibility of Reverse Deep Drawing Operation without Blank Holder, *International Research Journal of Engineering and Technology* **5**, 2395-0072 (2018).
 119. TRZEPIECINSKI, T. & FEJKIEL, R., On the influence of deformation of deep drawing quality steel sheet on surface topography and friction, *Tribology International* **115**, 78–88 (2017).
 120. THUILLIER, S., MANACH, P. & F.MENEZES, Occurence of strain path changes in a two-stage deep drawing process, *Journal of Materials Processing Technology* **210**, 226-232 (2010).
 121. YANG, T., Investigation of the strain distribution with lubrication during the deep drawing process, *Tribology International* **43**, 1104-1112 (2010).
 122. THUILLIER, S. & MANACH, P., Comparison of the work-hardening of metallic sheets using tensile and shear strain paths, *International Journal of Plasticity* **25**, 733-751 (2009).

Titre : Caractérisation et modélisation de la formabilité des tôles ultra-fines de cuivre

Mot clés : Tôle ultra-fine, formabilité, CLF, emboutissage inverse, rupture, retour élastique

Résumé : Dans ce travail, on s'intéresse à la caractérisation et à la modélisation de plusieurs opérations élémentaires de mise en forme rencontrées dans les outils à suivre, à savoir l'emboutissage inverse, le pliage, aux conditions et aux outils numériques qui permettent d'assurer le succès de ces opérations. Néanmoins, l'utilisation de ces procédés est limitée par le niveau de formabilité du matériau. Les Courbes Limites de Formage (CLF) sont souvent utilisées pour caractériser cette dernière. Cependant, plusieurs variables de l'essai peuvent influencer directement sur les limites de formage qui peuvent être atteintes par un matériau lors de sa mise en forme. Parmi ces paramètres, la courbure des tôles, l'effet des chemins de déformation non linéaires et la pression de contact affectent les limites de striction et peuvent contribuer à les

surestimer. Dans ce contexte, ce travail vise tout d'abord à introduire une procédure de compensation afin d'éliminer les effets combinés de la courbure, du trajet de déformation non linéaire et de la pression qui se produisent pendant les essais d'emboutissabilité. Des simulations numériques du comportement à la rupture du cuivre pur et d'un alliage de cuivre Béryllium sont menées sur des essais de Nakajima pour différentes configurations d'éprouvettes et validées sur des essais d'emboutissage inverse. Différents critères de rupture macroscopiques, implantés via une sous-routine utilisateur dans le code de calcul Abaqus/Standard, sont utilisés. Le dernier objectif de ces travaux est de prédire le phénomène de retour élastique se produisant dans les procédés industriels utilisant des tôles ultra fines.

Title: Characterization and modeling of the formability of ultrafine copper sheets

Keywords: Ultrafine sheet, formability, FLC, reverse deep drawing, fracture, springback

Abstract: In this work, we are interested in the characterization and modeling of several elementary steps in progressive microforming, such as the reverse deep drawing, the bending, the conditions and the digital tools to ensure the success of these processes. However, the use of these methods is limited by the level of formability of the material. Forming Limit Curves (FLC) are often used to characterize the latter. However, several test variables can directly influence the forming limits that can be reached by a material when it is shaped. Among these parameters, plate curvature, the effect of non-linear strain paths, and contact pressure affect the necking limits

and may contribute to overestimating them. In this context, this work first aims to introduce a compensation procedure to eliminate the combined effects of curvature, nonlinear strain path and pressure that occur during drawability tests. Numerical simulations of the fracture behavior of pure copper and a beryllium copper alloy are carried out on Nakajima tests for different specimen configurations and validated on reverse deep drawing tests. Different macroscopic fracture criteria, implemented via a user subroutine in the Abaqus/Standard, are used. The last objective of this work is to predict the springback phenomenon occurring in industrial processes using very thin sheets.