



HAL
open science

Modélisation de lois de comportement pour le micro-formage de tôles ultra-fines

Stéphanie Thuillet

► **To cite this version:**

Stéphanie Thuillet. Modélisation de lois de comportement pour le micro-formage de tôles ultra-fines. Matériaux. Université de Bretagne Sud, 2023. Français. NNT : 2023LORIS655 . tel-04362498

HAL Id: tel-04362498

<https://theses.hal.science/tel-04362498v1>

Submitted on 22 Dec 2023

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 **Stéphanie THUILLET**

Modélisation de lois de comportement pour le micro-formage de tôles ultra-fines

Thèse présentée et soutenue à Institut FEMTO-ST , le 03/03/2023

Unité de recherche : « Univ. Bretagne-Sud, IRDL, UMR CNRS 6027, 56100 Lorient, France » «Univ. Bourgogne Franche-Comté, FEMTO-ST Institute, CNRS/UFC/ENSMM/UTBM, France»

Thèse N° 655

Rapporteurs avant soutenance :

Tudor BALAN Professeur à l'école Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Laurence MOREAU Maître de conférences HDR à Université de technologie de Troyes

Composition du Jury :

Président : Laurent TABOUROT Professeur à l'Université Savoie Mont Blanc
Examineur : Philippe PILVIN Professeur à l'Université de Bretagne Sud
Examineur : Laurent TABOUROT Professeur à l'Université Savoie Mont Blanc

Dir. de thèse : Pierre-Yves MANACH Professeur à l'Université de Bretagne Sud
Co-dir. de thèse : Sébastien THIBAUD Professeur à SupMicrotech ENSMM
Co-enc. de thèse : Fabrice RICHARD Maître de conférences HDR à l'Université de Franche-Comté

REMERCIEMENTS

Cette thèse est le fruit d'une collaboration entre les laboratoires de recherche de l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme à Lorient et l'Institut de Recherche FEMTO-ST à Besançon. Premièrement, je tiens à remercier mes directeurs de thèse. Tout d'abord, Pierre-Yves Manach, avec qui j'ai passé ma première année à l'IRDL et qui s'est toujours rendu disponible lorsque j'en avais besoin. Ensuite, je souhaite remercier Sébastien Thibaud de m'avoir épaulé pour les années suivantes, on se souviendra de ton passage toujours très jovial dans le bureau ! Enfin, je souhaite remercier mon encadrant Fabrice Richard qui m'a énormément aidé durant toute cette thèse pour toute la partie identification et modélisation du comportement et avec qui j'ai appris le vrai sens du mot rigueur !

Je tiens ensuite à remercier Tudor Balan et Laurence Moreau d'avoir rapporté mes travaux de thèse. Leurs remarques m'ont permis de prendre du recul sur mon travail afin d'arriver à faire une soutenance de thèse bien complémentaire à mon manuscrit. Je remercie aussi les autres membres du jury, Laurent Tabourot, pour avoir présidé le jury et Philippe Pilvin, qui m'a également beaucoup aidé lors de mon année à l'IRDL que ce soit avec Abaqus ou les essais de bulge test.

Je tiens à remercier Anthony Jegat à l'IRDL pour m'avoir aidé à mettre en place mes essais de traction et cisaillement. Au niveau de FEMTO-ST, je souhaite remercier Martial Personeni, Gérard Michel et Xavier Gabrion pour m'avoir aidé au niveau expérimental. J'adresse des remerciements particuliers à Betty Beaudinot pour son aide et son soutien constant dans les moments difficiles. Enfin, je remercie Arnaud Lejeune pour toute son aide avec l'implémentation de la Umat.

Cette thèse fut une aventure humaine incroyable. J'ai eu la chance de m'y faire deux amis extraordinaires. Cynthia, avec qui j'ai commencé ma thèse et partagé mon bureau à l'IRDL, merci de m'avoir toujours aidé et soutenu ma Cycy. Je remercie également Martin, ma Besta, heureusement que tu étais là pour qu'on partage toutes nos galères et nos points de vue sur tous les sujets du monde. Je remercie également Quentin, mon cousin du Doubs, pour tous ces moments partagés, la fabrique de fromage ainsi que nos fabuleux dramas. Alex, la team Fab, de m'avoir sauvé en m'aidant avec Mic2m ! Enfin je remercie mes autres collègues, Federico pour nos belles pauses sur le roof top, Houdaifa, Quentin L, Robin,

Camille, Rémi, my darling Shakiba et mon ami/cote Jason !

Je remercie également ma mère, qui m'a toujours soutenu dans tous mes projets et qui a toujours cru en moi. Enfin, mes plus grands remerciements sont pour toi, Ludo Kwiat, mon chéri, mon partenaire de vie. Merci de m'avoir soutenu dans tous les moments, les bons mais surtout les plus difficiles car ça n'a pas été de tout repos. Merci d'être toujours là pour moi.

SOMMAIRE

Résumé	7
Introduction	9
1 Caractérisation	13
1.1 Étude bibliographique	15
1.2 Caractérisation microstructurale	23
1.2.1 Observations par diffraction des rayons X	24
1.2.2 Observation par diffraction d'électrons rétrodiffusés	29
1.2.3 Conclusion de l'analyse microstructurale	33
1.3 Caractérisation mécanique	34
1.3.1 Essais de traction uni-axiale	34
1.3.2 Essais de cisaillement	42
1.3.3 Essais de gonflement hydraulique	47
1.4 Conclusion	55
2 Détermination de la loi de comportement	57
2.1 Étude bibliographique	57
2.2 Modélisation du comportement	61
2.2.1 Formalisme thermodynamique	61
2.2.2 Potentiel énergie libre	63
2.2.3 Lois d'évolution en plasticité associée	64
2.2.4 Lois d'évolution en plasticité non-associée	65
2.2.5 Identification des paramètres des lois AFR et NAFR	67
2.2.6 Comparaison AFR - NAFR	69
2.3 Simulation des essais à l'aide d'un code éléments finis	74
2.3.1 Validation de l'implémentation de la loi de comportement	74
2.3.2 Simulation de l'essai de glissement	76
2.4 Analyse de sensibilité aux paramètres	81
2.5 Conclusion	84

3 Étude de procédés de micro-formage	87
3.1 Étude bibliographique	88
3.2 Procédé de micro-formage incrémental mono-point	90
3.2.1 Campagne expérimentale μ SPIF	92
3.2.2 Étude de différentes stratégies de formage	94
3.2.3 Étude du matériau de la matrice	97
3.2.4 Étude des profils d'épaisseur et de forme par tomographie	99
3.2.5 Synthèse de l'étude expérimentale	102
3.2.6 Simulation du micro-formage incrémental mono point	102
3.2.7 Conclusion sur le procédé de micro-formage incrémental mono-point	112
3.3 Procédé de mise en forme d'une fourchette d'embrayage d'un mouvement à répétition-minutes	113
3.3.1 Dispositif expérimental	117
3.3.2 Simulation du cambrage	120
3.3.3 Conclusion sur le procédé de cambrage	124
3.4 Procédé de gonflement hydraulique	124
3.4.1 Simulations sur un VER	126
3.4.2 Simulation par la méthode des éléments finis	129
3.4.3 Conclusion sur l'essai de gonflement hydraulique	133
3.5 Conclusion du chapitre	135
Conclusion générale et perspectives	139
Bibliographie	143

RÉSUMÉ

La miniaturisation fait dorénavant partie intégrante des problématiques actuelles de notre société. Afin de combler l'attente des industries demandeuses de plus en plus de composants de petites tailles, tout en respectant des délais de fabrication courts, les procédés par déformation plastique se sont révélés être très efficaces. Pour éviter de nombreux tests expérimentaux la simulation de ces procédés est une alternative importante. L'objectif de cette thèse vise à la définition d'une loi de comportement dédiée aux tôles ultra-fines d'alliages cuivreux présents dans les industries de précision et en particulier l'horlogerie. Une campagne expérimentale est ainsi menée dans le but d'observer le comportement de tôles en cuivre de 0,25 mm d'épaisseur et d'un alliage de cuivre béryllium de 0,20 mm d'épaisseur. La caractérisation microstructurale permet de valider le cadre des tôles ultra-fines grâce à l'étude du nombre et de la taille des grains dans l'épaisseur. Les tests expérimentaux mettent quant à eux en avant le comportement isotrope du cuivre, le CuBe possède pour sa part un comportement anisotrope et une prédominance de la contribution cinématique de son écrouissage. En relation avec les observations expérimentales, deux modèles utilisant une loi élasto-viscoplastique sont proposés et comparés, un dans le cadre de la plasticité associée et l'autre employant la plasticité non-associée. Ces modèles prennent notamment en compte un écrouissage mixte. Les paramètres matériaux sont ensuite identifiés à l'aide d'un algorithme de minimisation. Les différentes analyses sur les méthodes de simulation et d'identification indiquent que le modèle de plasticité non-associée est le plus adapté. Des simulations et identifications sur des éléments de volume représentatifs sont suffisantes dans notre cas. Enfin, différents procédés de mise en forme sont étudiés et simulés grâce à l'implémentation de la loi de comportement proposée dans un code de calcul par éléments finis. Ils mettent en évidence le développement du modèle proposé permettant de prendre en compte un écrouissage mixte. Ce modèle peut donc être utilisé pour la simulation de procédés de mise en forme de tôles ultra-fines d'alliages cuivreux de petites dimensions sous sollicitations complexes.

INTRODUCTION

Ce travail de thèse s'inscrit dans un contexte où le développement de la miniaturisation des produits est de plus en plus présent. En effet, la course à la réduction de la taille des objets de toutes sortes fait maintenant partie intégrante des enjeux de notre société. Que ce soit au niveau des objets du quotidien, par exemple pour les smartphones ou d'autres appareils électroniques, on souhaite constamment améliorer les performances tout en réduisant les dimensions et leur consommation. Beaucoup d'industries nécessitent l'utilisation de petits composants comme dans l'industrie du biomédical, afin de créer des implants intelligents, l'automobile ou encore l'aéronautique. Ces composants submillimétriques ont toujours été très recherchés dans les industries du luxe comme dans les secteurs HBJO (Horlogerie, Bijouterie, Joaillerie, Orfèvrerie) afin de créer des produits à forte valeur ajoutée complexes et inédits. L'industrie horlogère fait ainsi partie des industries très demandeuse de composants miniatures pour ses produits. Les alliages cuivreux sont très utilisés dans ce secteur mais également dans le domaine de la connectique. Ces composants sont alors soumis à de plus en plus d'exigences nécessitant des propriétés mécaniques particulières tant pour leur tenue en service que pour leur mise en forme.

Les procédés de mise en forme par déformation plastique apparaissent alors comme une solution technique des plus efficaces et productives pour répondre à ces demandes. On retrouve alors plusieurs types de procédés tels que le découpage, l'hydroformage, l'estampage, le micro-emboutissage ou encore le micro-formage incrémental. Lors de cette mise en forme on est alors confronté à différentes problématiques liées au comportement rhéologique et tribologique des matériaux. Du fait de leur taille submillimétrique, la mise en forme des pièces peut engendrer de nombreux phénomènes liés au comportement du matériau, au frottement, à l'endommagement, à la rupture, ou encore au retour élastique rendant plus difficile l'étude du comportement de la pièce lors du formage et du retrait des outils. On s'intéresse dans cette thèse à la caractérisation et à la modélisation du comportement de tôles ultra-fines en alliages cuivreux lors de procédés de micro-formage. Le but du **premier chapitre** est alors de caractériser les deux matériaux de cette étude. Il s'agit tout d'abord d'un alliage de cuivre béryllium de 0,2 mm d'épaisseur puis d'un cuivre pur de 0,25 mm d'épaisseur utilisé comme matériau de référence. Une caractérisation

microstructurale est en premier lieu réalisée. Des figures de pôles utilisant la diffraction par rayons X sont construites dans le but d'étudier la texture des matériaux. Des analyses par rétrodiffusion d'électrons sont menées pour établir des cartographies des matériaux et ainsi observer le nombre de grains dans l'épaisseur. Il est alors possible de déterminer le cadre des échelles associées à des tôles minces ou ultra-minces. Pour observer le comportement des matériaux sous diverses sollicitations, des caractérisations mécaniques sont ensuite mises en place. Des tests de traction uni-axiale à rupture sont effectués pour déterminer les propriétés telles que la limite élastique, le module de Young, le coefficient de Poisson ainsi que de disposer de premières informations sur l'évolution de l'écrouissage. Des tests de cisaillements monotones mènent à l'observation du comportement avec des niveaux de déformations plus importants qu'en traction et enfin des tests de cisaillement cyclique permettront une caractérisation des écrouissages décrivant les matériaux. Tous ces tests serviront de base de données d'identification expérimentale pour le modèle de comportement proposé. Des essais de gonflement hydraulique sont ensuite réalisés. Ils permettent de solliciter les matériaux dans un état de contraintes bi-axiales et d'observer d'autres types de trajets de déformation. Ils pourront servir d'essais de validation au modèle proposé et à l'identification des paramètres du modèle.

Le **chapitre 2** relève de la modélisation générale du comportement des alliages cuivreux considérés, l'identification des paramètres matériaux et enfin, de la validation de ces paramètres. Comme mentionné précédemment, les procédés de mise en forme par déformation plastique sont les plus couramment utilisés pour la fabrication des composants miniatures en grande série. Afin d'éviter de trop nombreux tests expérimentaux et donc un coût élevé, la simulation numérique de ces procédés est une solution fréquemment utilisée. Pour simuler ces procédés, la modélisation fine du comportement des matériaux formés est primordiale. Il est aussi nécessaire de disposer d'une loi de comportement représentative des phénomènes observés à cette échelle. Plusieurs modélisations du comportement sont alors possibles. Tout d'abord, l'utilisation du cadre thermodynamique en plasticité associée. Le potentiel d'anisotropie et la surface de charge sont compris dans une même fonction. Cependant la plasticité associée peut souffrir de lacunes pour décrire correctement le comportement des matériaux exhibant une forte anisotropie. La plasticité non-associée est alors un moyen de surmonter ce problème. En effet, cette fois-ci deux fonctions sont utilisées pour décrire séparément le potentiel d'anisotropie et sa surface de charge. De nombreuses études montrent les avantages de la plasticité non-associée et sont énoncées dans cette partie. Ces deux modèles permettent notamment d'employer un écrouissage

mixte de manière à représenter les comportements observés lors de la campagne expérimentale. Une fois les différents modèles proposés, les paramètres matériaux sont identifiés à l'aide d'un algorithme de Levenberg-Marquardt minimisant une fonction coût définie comme l'écart entre les réponses expérimentales et numériques sur un élément de volume représentatif. Une première étude comparative est ainsi réalisée entre les simulations obtenues avec les paramètres identifiés en plasticité associée et en plasticité non-associée. Dans un deuxième temps, l'étude de simulations d'essais de glissement est faite pour se rapprocher des conditions expérimentales des essais de cisaillement. Ces simulations sont possibles grâce à l'implémentation des modèles proposés dans un code de calculs par éléments finis. Les résultats des simulations utilisant ces nouveaux paramètres sont alors comparés aux anciens. Enfin, une étude de sensibilité est présentée pour déterminer les paramètres et les essais ayant le plus d'influence dans les modèles proposés.

Dans le **chapitre 3** trois procédés de mise en forme par déformation plastique sont étudiés : le micro-formage incrémental mono-point (μ SPIF), un procédé de cintrage/pliage d'un composant horloger et enfin des essais de gonflement hydraulique. L'implémentation numérique du modèle de comportement proposé dans le chapitre précédent ayant pris du temps, les deux premiers procédés sont simulés avec un modèle utilisant la plasticité non-associée et un écrouissage isotrope. Ces résultats permettent cependant de justifier le développement du modèle proposé dans le chapitre 2 prenant en compte un écrouissage mixte.

Tout d'abord, un essai de formage complexe de micro-formage incrémental est étudié. Celui-ci est composé d'un support fixe et d'un support mobile entre lesquels un flan est positionné et maintenu à l'aide de vis. C'est ensuite à l'aide d'un centre d'usinage à commande numérique 3 axes, d'une platine dynamométrique 4 axes et d'un amplificateur qu'une micro-pyramide à base carrée est obtenue par formage incrémental. Le procédé est instrumenté de manière à recueillir la force de formage. Différents paramètres comme la stratégie de formage, le matériau de la matrice ou encore des paramètres liés au procédé sont étudiés. Ces pyramides sont ensuite contrôlées par tomographie à rayons X afin d'accéder aux dimensions des profils d'épaisseur obtenus après la mise en forme. Des simulations sont menées et les grandeurs comme la force de formage ou les profils de forme et d'épaisseur sont comparés aux résultats expérimentaux.

Dans un second temps, le procédé de cintrage / pliage d'une fourchette utilisée dans un mécanisme horloger est simulé. Un banc expérimental a spécialement été développé dans le but de reproduire les trajets de déformations subis par la pièce lors de sa mise en forme.

Tout comme pour les résultats du formage incrémental, ce composant horloger est contrôlé par tomographie à rayons X afin de comparer les profils de forme et d'épaisseur obtenus. L'effet du retour élastique est également observé.

Enfin les essais de gonflement hydraulique étudiés dans le premier chapitre sont simulés à l'aide du modèle développé lors du **second chapitre**. Une comparaison entre les différents modèles analytiques proposés et les simulations sur un élément de volume représentatif est menée afin de voir si notre modèle se rapproche de l'un d'eux. Des simulations éléments finis sont alors réalisées, les grandeurs expérimentales comme la pression et le déplacement au pôle sont comparées aux résultats numériques. Cela mène à confirmer si l'un des modèles analytiques précédent est efficace et si notre modèle numérique est suffisant pour reproduire les résultats expérimentaux.

Enfin, une conclusion générale vient clôturer ce document. Elle fait le point sur toutes les notions étudiées lors de ce travail, des solutions proposées et des points bloquants persistants. Des perspectives seront alors suggérées pour continuer d'améliorer ces travaux.

CARACTÉRISATION

Ce chapitre porte sur la caractérisation mécanique et métallurgique des matériaux étudiés dans cette thèse. En premier lieu une analyse de la microstructure est réalisée afin de déterminer le nombre de grains présents dans l'épaisseur des tôles étudiées et de définir le cadre de l'étude : les tôles minces ou ultra-fines. L'étude de la texture est également intéressante à observer pour connaître l'orientation cristalline du matériau. Des figures de pôles ainsi que des cartographies par diffraction d'électrons rétrodiffusés sont ainsi mises en place afin d'observer les grains présents au sein de la microstructure. Les essais mécaniques sont quant à eux indispensables pour obtenir des données visant à établir les modèles de comportement mécanique de ces matériaux. Une campagne expérimentale est ainsi menée dans le but d'observer les réponses des matériaux sous diverses sollicitations. Cette campagne comprend différents essais :

- **essais de traction uni-axiaux jusqu'à rupture** à différentes orientations par rapport à la direction de laminage (DL) pour l'étude de l'anisotropie du matériau ainsi que de son comportement élastique et inélastique ;
- **essais de cisaillement** pour enrichir l'étude de l'anisotropie et surtout étudier l'influence de l'écrouissage cinématique en effectuant des essais de cisaillement cycliques.
- **essais de gonflement hydraulique** enrichissant la base d'essais et permettant l'étude du comportement pour d'autres niveaux de déformation et différents chemins de déformation empruntés (essais bi-axiaux).

Pour cette étude, deux matériaux sont caractérisés : le cuivre pur (Cu) et un alliage de cuivre béryllium (CuBe) :

- **le cuivre pur** en tôles d'épaisseur équivalente est retenu comme matériau de référence. Il s'agit d'un cuivre pur recuit de 0,25 mm d'épaisseur et d'une pureté de 99% à l'état recuit.

- le **cuivre béryllium** est un alliage de cuivre possédant une très haute résistance mécanique, une bonne ductilité ainsi qu’une bonne formabilité tout en conservant une excellente conductibilité électrique. Les tôles en CuBe considérées dans cette thèse ont une épaisseur de 0,2 mm.

Les deux matériaux sont présentés sous forme de tôles minces laminées. Différentes directions par rapport à la direction de laminage sont ainsi mises en évidence sur la Figure 1.1, soit :

- la **direction de laminage** notée **DL** ;
- la **direction diagonale** orientée à 45° par rapport à la DL notée **DD** ;
- la **direction transversale** orientée à 90° par rapport à la DL notée **DT** ;
- la **direction normale** au plan de la tôle notée **DN**.

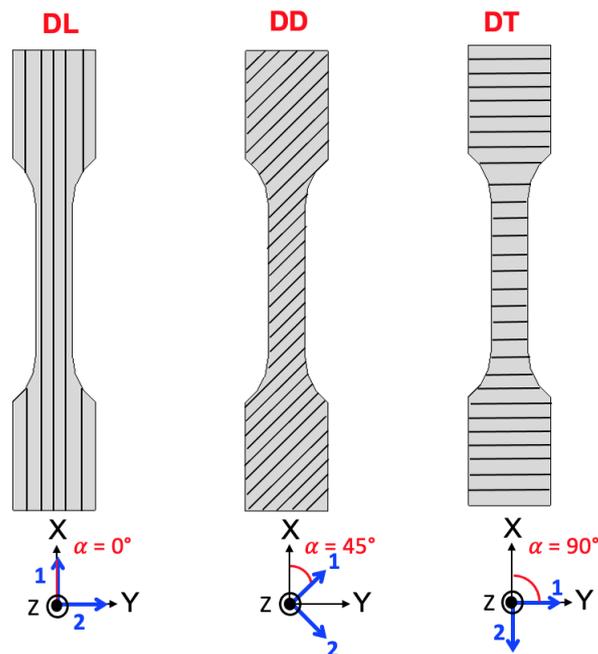


FIGURE 1.1 – Schéma des éprouvettes et des orientations.

Les axes 1 et 2 correspondent aux axes d’orthotropie du matériau. L’axe 1 représente ainsi l’axe de laminage (DL) et l’axe 2 la direction transversale (DT). L’angle α correspond à l’angle entre la direction de traction et la direction de laminage.

1.1 Étude bibliographique

Comme introduit précédemment, la miniaturisation des composants est de plus en plus présente. Plusieurs questions se posent quant à l'adaptation des procédés de fabrication utilisés habituellement à l'échelle macroscopique à ceux dédiés pour l'échelle microscopique. Cette réduction d'échelle est importante à prendre en compte lors des procédés de mise en forme. En effet, les tôles utilisées étant beaucoup plus fines, le comportement de celles-ci peut être grandement modifié. Avant toute chose, il est ainsi primordial de comprendre l'évolution des microstructures lors des procédés de mise en forme afin d'accéder aux propriétés mécaniques souhaitées. Pour cela, il faut accéder aux différentes structures cristallines et phénomènes présents à cette échelle. Tous les métaux à l'état solide sont composés d'un réseau d'atomes et de molécules formant une structure organisée. Différents arrangements sont alors possibles et amènent à des propriétés mécaniques différentes. De nombreux métaux possèdent ainsi des réseaux cristallins pouvant être cubiques, cubique face centrée (CFC) comme le cuivre, cubique centré (CC) comme le béryllium ou encore hexagonaux tels que représentés sur la Figure 1.2.

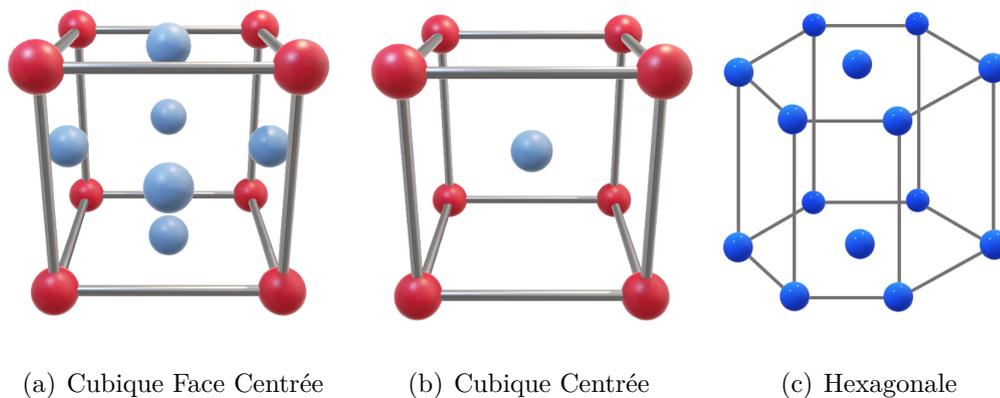


FIGURE 1.2 – Structures cristallines cubiques (a) CC, (b) CFC et hexagonale (c).

Lorsque les matériaux cristallins sont constitués d'une multitude de grains, ils sont appelés matériaux polycristallins. L'interface séparant chaque grain est appelée joint de grains (Figure 1.3). Dans certains cas, on retrouve des matériaux monocristallins comme le quartz ou encore les pierres précieuses, on peut également fabriquer des métaux monocristallins. Ces matériaux peuvent être utilisés par des industries comme celle de l'aéronautique.

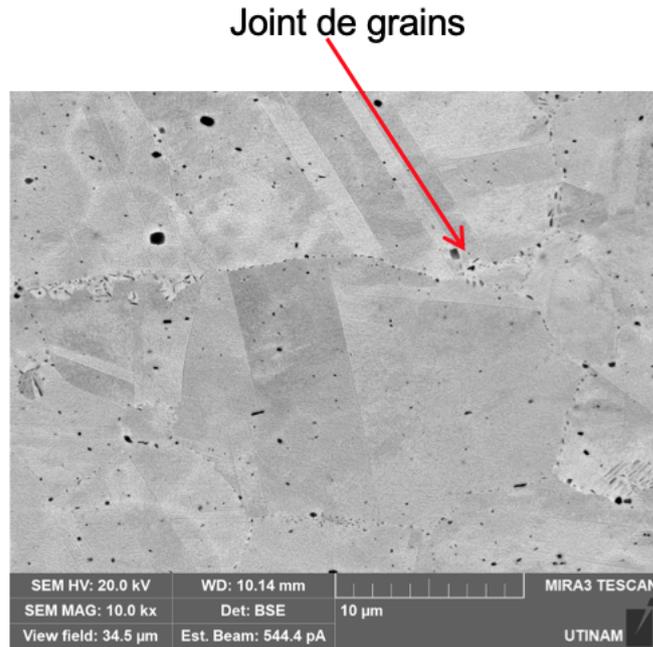


FIGURE 1.3 – Solide polycristallin - Micrographie d'un alliage en CuBe étudié dans cette thèse.

Lors de la mise en forme des matériaux par déformation plastique, on cherche à donner une forme spécifique à la pièce. Afin d'appliquer l'état de déformations souhaité, différents mécanismes sont mis en jeu. La déformation plastique est due au glissement des plans atomiques les uns par rapport aux autres, ceci étant rendu possible par les dislocations présentes au sein du matériau, qui sont des discontinuités dans le réseau cristallin. Généralement, le comportement en déformation plastique des métaux CFC comme le cuivre, le nickel ou l'aluminium est très affecté par l'arrangement des dislocations. Plusieurs auteurs comme Galindo et al. 2012 [1] étudient ainsi les dislocations au sein des matériaux métalliques. Keller et al. 2010 [2] font une analyse statistique et quantitative de la structure des dislocations au cœur et en surface de polycristaux de nickel de 500 µm d'épaisseur en testant différents nombres de grains dans l'épaisseur. Un effet de surface apparaît accompagné d'une diminution de la contrainte interne intergranulaire au niveau de la surface libre indépendamment du nombre de grains dans l'épaisseur. Cette diminution est due à la réduction des interactions entre les dislocations mobiles et celles stockées dans les

grains en raison d'une augmentation du diamètre moyen des cellules de dislocation. Pour les échantillons à faible rapport d'épaisseur de tôle sur diamètre de grain, le gradient de contrainte ne peut être négligé du fait de son importance et peut expliquer la diminution globale de contrainte observée pour ces échantillons sollicités en traction. Zhang et al. 2022 [3] mènent également des études sur les désorientations des grains dues à l'effet d'échelle et aux contraintes localisées sur des tôles métalliques ultra-fines en acier de 0,1 mm d'épaisseur. Ils étudient notamment les systèmes de glissement.

Le nombre de grains est ainsi un élément très important à prendre en compte pour connaître le cadre d'étude lors de la mise en forme. En effet, lorsque le nombre de grains dans l'épaisseur devient trop faible on ne peut plus faire l'hypothèse que tous les grains ont un comportement homogène. Il faut alors considérer le comportement propre de chaque grain ce qui est beaucoup plus complexe pour la prédiction du comportement. Dans le contexte de ce travail de thèse le comportement de tôles en alliage de cuivre lors de procédés de micro-formage est étudié. Lorsque l'on étudie des tôles minces plusieurs éléments sont à considérer. Tout d'abord l'épaisseur de la tôle t , le nombre de grains présents dans cette épaisseur N et enfin la taille de ces grains d . Une corrélation peut être faite entre la définition formelle des tôles ultra-fines et le nombre N de grains dans leur épaisseur. Ce dernier peut être défini par le ratio des deux paramètres caractéristiques de la tôle : son épaisseur t et le diamètre d des grains, dans la mesure où les grains sont équiaxes.

La relation de Hall-Petch [4, 5] liant la contrainte élastique à la taille des grains est alors très souvent utilisée dans le cadre des tôles minces. Elle est définie par :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (1.1)$$

où σ_y désigne la limite d'élasticité, d est la taille des grains, σ_0 est la limite d'élasticité d'origine et k est une constante.

Cependant, lorsque le rapport t/d tend à devenir trop petit cette relation n'est plus applicable.

Une tôle est qualifiée d'ultra-fine en fonction de son nombre de grains dans l'épaisseur. Beaucoup d'auteurs ont alors tenté de trouver une valeur de nombre de grains ou un ratio délimitant ce cadre de tôles minces. Un ratio t/d est ainsi souvent utilisé pour délimiter ce cadre. Gau et al. 2007 [6] étudient un alliage d'aluminium, ils proposent d'analyser le ratio t/d comme une fonction pour exprimer la limite élastique, la limite à rupture

en traction et la déformation maximale. Généralement pour le micro-formage, si t/d est inférieur ou proche de 10, alors l'effet d'échelle doit être pris en compte lors du processus de conception de la pièce. Keller et al. 2017 [7] utilisent également le ratio t/d pour étudier les effets de la taille des grains et de l'épaisseur des éprouvettes sur le comportement mécanique d'échantillons polycristallins de nickel de 0,05 à 3,2 mm d'épaisseur. Pour des matériaux quasiment monocristallins, i.e. si $t/d < 1$, alors l'influence de la taille de grain sur la déformation est très réduite. Fang et al. 2015 [8] analysent ce ratio pour étudier les mécanismes de rupture de tôles en bronze / phosphore. Ils observent notamment que la déformation plastique augmente avec l'augmentation de t/d et que le comportement en déformation est très sensible lorsque t/d se rapproche de 1. Tran et al. 2022 [9] travaillent sur des tôles ultra-fines en acier ferritique de 0,08 mm d'épaisseur et concluent que plus t/d diminue plus la formabilité de la tôle se dégrade. Furushima et al. 2014 [10] trouvent une valeur de $N=5$ pour du cuivre pur et $N=15$ pour du titane en tôles d'épaisseur inférieure à 0,3 mm. Hoffmann et Hong 2006 [11] quant à eux obtiennent un $N=10$ pour des tôles en cuivre d'épaisseur inférieure à 0,2 mm. Hansen 1977 [12] et Vollersten 2006 [13] suggèrent que lorsque le nombre de grains dans l'épaisseur devient trop faible (N compris entre 10 et 15) on ne peut plus considérer le comportement comme celui d'un matériau polycristallin. Mahabunphachai et al. 2008 [14] résumant également très bien plusieurs articles en reprenant les différents critères des auteurs (Figure 1.4). De manière générale une tôle est considérée comme ultra-fine lorsque son épaisseur est comprise entre 0,01 mm et 0,3 mm avec un nombre de grain dans l'épaisseur inférieur à $N=15$.

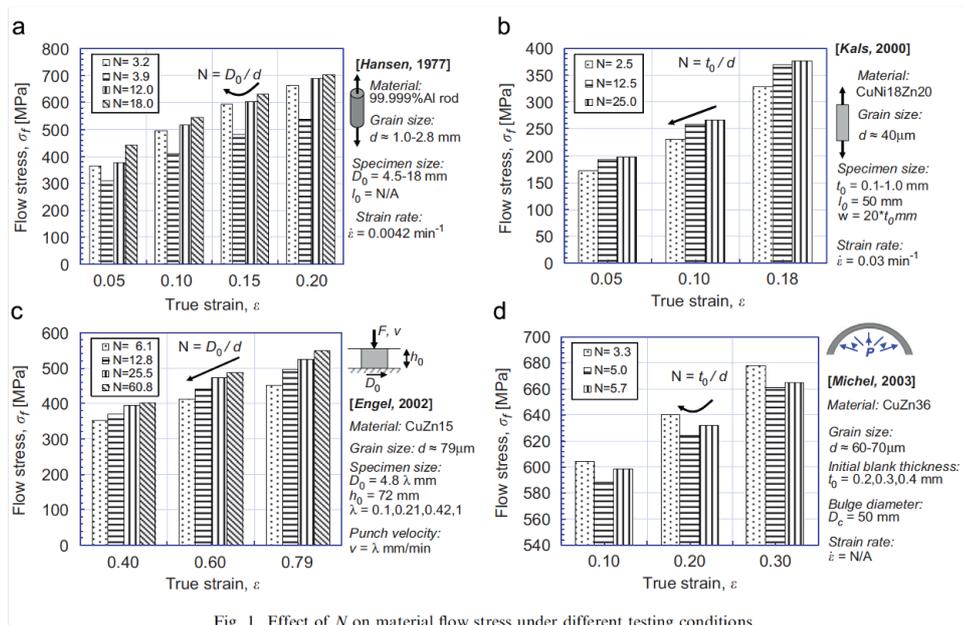
Fig. 1. Effect of N on material flow stress under different testing conditions.

FIGURE 1.4 – Résumé de différentes études sur l'influence du nombre et de la taille de grains d'après Mahabunphachai et al. [14].

Énormément de procédés de fabrication lors desquels tous ces phénomènes sont essentiels à prendre en compte sont présents en industrie. Il y a par exemple à l'échelle macroscopique tout les procédés de mise en forme par enlèvement de matière comme le fraisage, le tournage ou encore les procédés d'ablation laser. Il y a aussi la mise en forme par déformation plastique comme l'emboutissage, le découpage ou le forgeage. Tous ces procédés se retrouvent ainsi en micro-fabrication avec le micro-fraisage, le micro-tournage, le micro-hydroformage, le micro-laminage ou encore le micro-formage incrémental. Ces procédés sont développés plus en détails dans le chapitre 3 concernant l'étude des procédés de mise en forme notamment le micro-formage incrémental mono-point. Vollertsen et al. 2006 [13] présentent un état de l'art sur le micro-formage et ses principales problématiques. Gieger et al. 2001 [15] introduisent la notion d'effet d'échelle lors du passage du macroscopique au microscopique. Cet effet ne doit pas seulement être pris en compte pendant le processus de fabrication mais doit l'être également dans toutes les étapes de conception et de dimensionnement des composants. Ils font une revue complète du micro-formage pour différentes applications et les limites rencontrées. Ils étudient notamment la contrainte d'écoulement et l'écroutissement qui sont deux données essentielles. Ils remarquent que plus l'épaisseur de leur échantillon de CuZn diminue plus la contrainte d'écoulement est réduite

en relation avec les grains en surface qui se retrouvent avec davantage de liberté.

Comme mentionnées dans la revue de Gieger et al. 2001 [15], différentes problématiques sont importantes à prendre en compte lors de la mise en forme, comme :

- l'évolution de la contrainte d'écoulement ;
- l'état de surface ;
- la rupture ;
- le frottement aux interfaces ;
- la formabilité des tôles ;
- le retour élastique en fin de formage ;
- l'anisotropie initiale et induite des tôles.

La plus observée est celle liée à la diminution de la contrainte d'écoulement. Zhang et al. 2019 [16] observent l'effet de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement en étudiant les dislocations. Hoffman et Hong 2006 [11] examinent des tôles ultra-fines de 10 μm d'épaisseur en cuivre à l'aide de tests de traction pour étudier l'influence d'effets d'échelle sur la contrainte d'écoulement pour différentes épaisseurs et largeurs d'éprouvettes. Ils trouvent que les propriétés mécaniques telles que la contrainte d'écoulement décroît avec la miniaturisation. Ce phénomène intervient lorsque l'on utilise des tôles de cuivre inférieures à 200 μm d'épaisseur. Sinclair et al. 2006 [17] étudient également l'influence de la taille de grain sur la contrainte d'écoulement du cuivre avec des tailles de grains variant entre 2 et 50 μm . Ils constatent que l'érouissage est surtout dû aux dislocations entre les joints de grains. Chan et al. 2012 [18] observent également ce phénomène de diminution de la contrainte d'écoulement sur des échantillons en cuivre pur. Ils soulignent que l'état de surface de l'échantillon devient inhomogène. Ils observent que lorsque l'épaisseur de l'échantillon est faible mais dispose de gros grains à cœur cela induit un comportement inhomogène de la contrainte d'écoulement entraînant alors une géométrie irrégulière lors de la déformation.

La surface et le frottement sont également des éléments à prendre en compte car lors de la mise en forme, les outils sont en contact avec les tôles. Zheng et al. 2021 [19] étudient ainsi de manière expérimentale et numérique l'effet de la taille des grains sur des applications en micro-découpage avec des tôles en cuivre. Ils testent différents outils et tailles de grains et observent l'influence des défauts de surface. Les résultats révèlent que lorsque le

Le jeu poinçon-matrice est égal à la taille de grain, la contrainte de cisaillement maximale et la bavure la plus importante sont obtenues. Le phénomène de frottement lors de la miniaturisation est également étudié. Tout d'abord par Engel et al. [20] en utilisant une approche avec des anneaux en compression. D'autres auteurs comme Geiger et al. 2001 [15] continuent les recherches dans ce sens avec des procédés d'extrusion. Globalement il est à retenir que le frottement augmente clairement avec la diminution de la taille des éprouvettes.

Meng et al. 2015 [21] étudient pour leur part la déformation maximale et la rupture associée par rapport à la taille des grains d'échantillons de cuivre de 0,2 mm, 0,4 mm et 0,6 mm d'épaisseur. Différents traitements thermiques sont appliqués dans le but d'obtenir différentes tailles de grains. Des tests de traction sont alors menés pour observer les grandeurs mécaniques comme l'évolution des contraintes en fonction des déformations. La rugosité des surfaces libres de la pièce à former augmente avec le niveau de déformation atteint et la diminution du nombre de grains dans la direction de l'épaisseur de l'échantillon conduisant à la non-uniformité de l'épaisseur de l'échantillon. Les résultats expérimentaux révèlent que la contrainte d'écoulement du matériau, la déformation à rupture et le nombre de micro-vides sur la surface de rupture diminuent avec la réduction du rapport de l'épaisseur de l'échantillon sur la taille de grain. La limite d'élasticité et la contrainte maximale de traction augmentent avec l'accroissement de t/d . En effet, la fraction volumique des grains de surface croît avec la diminution de t/d , les grains de surface sont moins contraints et se déforment plus facilement. Comme il n'y a que quelques grains dans le sens de l'épaisseur, le nombre de systèmes de glissement activés est réduit et la rugosité de surface est intensifiée. La diminution de t/d conduit alors à la localisation de la déformation et à la diminution de la déformation à la rupture. La miniaturisation porte également un impact sur la formabilité des tôles. Les travaux de Amelirad et al. 2019 [22] étudient la formabilité d'aciers austénitiques par rapport à la taille des grains. Ils concluent que la limite de formage diminue avec la réduction de la taille des grains. Kals et al. 2000 [23] concluent également que la proportion de la taille des grains par rapport à l'épaisseur de la tôle joue un rôle très important par rapport au formage.

D'autres problématiques liées au comportement des matériaux tels que le retour élastique et l'anisotropie sont examinées. He et al. 2022 [24] étudient des supers alliages en nickel d'épaisseur entre 0,2 mm et 0,25 mm pouvant être utilisés dans l'industrie aéronautique. Il en résulte qu'il est difficile de prédire le retour élastique en lien avec l'effet d'échelle

observé. Ils analysent ce phénomène en étudiant des essais de cisaillement cyclique pour notamment mettre en évidence l'effet Bauschinger [25]. Ils remarquent alors que plus les grains sont gros plus la limite élastique diminue. En effet, un changement dans la densité et le mouvement des dislocations est observé. Ils étudient le rapport t/d et concluent que plus le ratio diminue plus la vitesse d'annihilation des dislocations augmente et met en avant le comportement non linéaire. Plus les grains sont petits plus le module d'élasticité se dégrade. Plus t/d est grand plus l'effet Bauschinger est présent. Enfin plusieurs auteurs se penchent sur les questions d'anisotropie tels que Ciemiorek et al. 2017 [26] qui analysent les propriétés mécaniques et l'anisotropie sur d'un aluminium pur. Raulea et al. [27] étudient l'influence de la taille de grains allant de $0,016 \text{ mm}^2$ à 600 mm^2 sur des tôles d'aluminium allant de $0,17 \text{ mm}$ à 2 mm d'épaisseur en utilisant des tests de flexion. Ils observent que l'orientation des grains a une forte influence sur l'anisotropie et la déformation plastique. On retrouve également les travaux de Haouaoui et al. 2006 [28] sur l'anisotropie de la contrainte d'écoulement et de l'effet Bauschinger sur des tôles fines de cuivre.

Après la mise en évidence d'un certain nombre de problématiques au niveau du comportement des matériaux dues à la miniaturisation, beaucoup d'auteurs ont ainsi voulu essayer de modéliser ces comportements. En effet, la question peut se poser quant à la suffisance des modèles phénoménologiques pour décrire le comportement à faible échelle. Adzima et al. 2017 [29] étudient alors le comportement de tôles minces en cuivre en comparant deux modèles, un phénoménologique et un utilisant une approche de type plasticité cristalline. Ils comparent les deux modèles en simulant différents tests classiques de traction et de cisaillement. Le modèle phénoménologique de Bron et Besson 2004 [30] fonctionne bien en comparaison avec celui de Hill48 [31]. Cependant il nécessite une grande base de données pour l'identification des paramètres. Le modèle de plasticité cristalline, quant à lui, peut être calibré avec un seul essai de traction et donne d'assez bon résultats dans la description des déformations et de l'anisotropie. Beaucoup d'autres auteurs utilisent des modèles de plasticité cristalline pour décrire le comportement des tôles fines. Keller et al. 2017 [7] utilisent un modèle de plasticité cristalline pour étudier l'effet d'échelle sur des polycristaux de nickel. Ce modèle très simple et efficace permet une bonne investigation de l'effet d'échelle pour les métaux CFC. Lai et al. 2008 [32] et Chen et al. 2015 [33] étudient quant à eux des modèles pour la mise en forme. Enfin, Fulop et al. 2006 [34] et Kim et al. 2007 [35] utilisent des modèles de plasticité cristalline et retrouvent les observations expérimentales à savoir une diminution de la contrainte d'écoulement. Une caractérisation

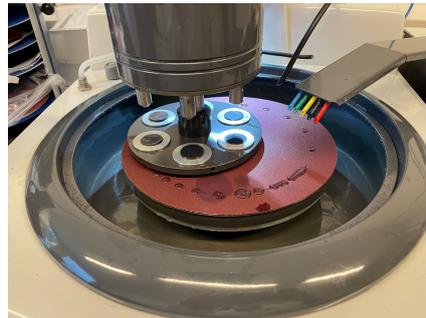
de la microstructure est donc essentielle pour l'étude des matériaux choisis aux échelles considérées.

1.2 Caractérisation microstructurale

Cette section est consacrée à la caractérisation microstructurale. Elle se divise en plusieurs parties. Tout d'abord des figures de pôles obtenues par diffraction des rayons X sont analysées pour observer la texture cristallographique globale de l'échantillon. Ensuite, des cartographies obtenues par diffraction d'électrons rétrodiffusés permettent d'examiner l'orientation et la répartition des grains. On peut également observer la forme, la taille et le nombre de grains dans l'épaisseur. En premier lieu, il est important de classer les tôles dans la catégorie des tôles minces ou ultra-minces. Un moyen pour accéder à ces informations est d'étudier la microstructure des matériaux à l'aide d'analyses métallographiques.



(a) Dispositif de polissage avec les solutions diamantée



(b) Plateau de polissage

FIGURE 1.5 – Polisseuse automatique.

La méthodologie consiste à polir les échantillons avec des disques de polissage abrasifs de granulométrie variant entre 800 à 4000 grains puis, avec des solutions diamantées composées de suspensions comprenant des particules de $9\ \mu\text{m}$, $3\ \mu\text{m}$ et $1\ \mu\text{m}$, de manière à obtenir un état de surface propre et sans rayures. Le dispositif est présenté sur la Figure 1.5. Les échantillons sont enrobés à chaud dans une résine conductrice. Afin de révéler la microstructure, un polissage ionique est utilisé. Il consiste à bombarder d'électrons

une zone précise pour la polir. Une fois les échantillons prêts, on peut procéder à une observation de la microstructure.

1.2.1 Observations par diffraction des rayons X

L'analyse de la texture des matériaux est un élément important à prendre en compte. En effet, la structure cristalline des matériaux influence par la suite le comportement mécanique. Il est donc essentiel de connaître les propriétés microstructurales afin de prévoir au mieux le comportement des matériaux lors de leur mise en forme.

Principe de l'analyse par diffraction des rayons X

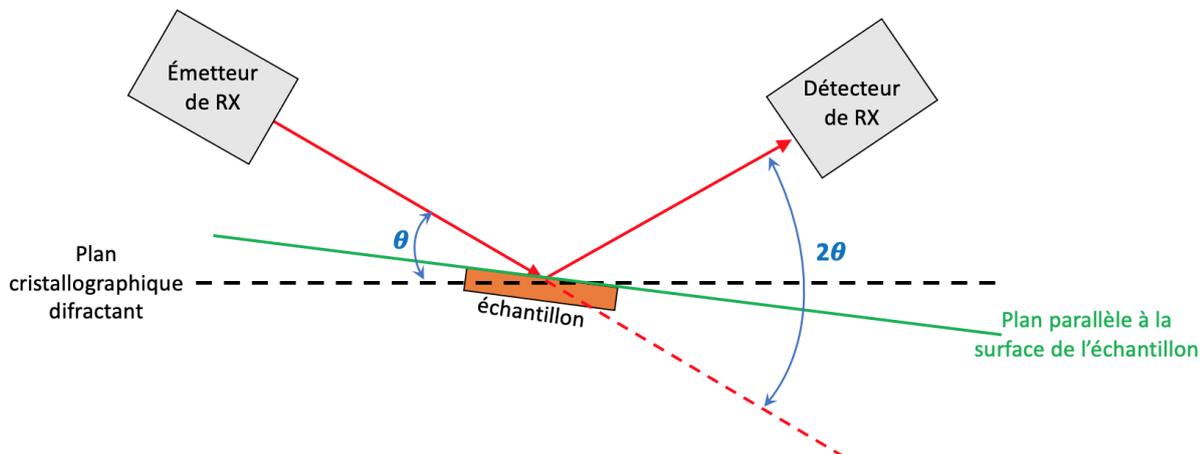


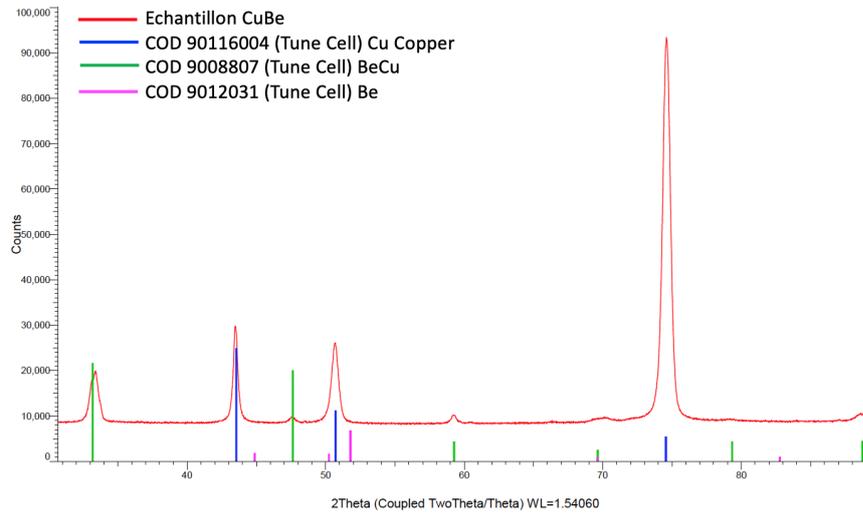
FIGURE 1.6 – Schéma du principe de l'analyse DRX.

L'analyse par diffraction des rayons X (DRX) consiste à faire diffracter des rayons X sur la surface de l'échantillon avec un émetteur (Figure 1.6). La diffraction se fait selon la relation de Bragg lorsqu'il existe une organisation des atomes dans le solide suivant des plans cristallins. Un diffractogramme est alors obtenu sur lequel on compare l'intensité des pics avec celle des bases de données de référence comme celles de PDF (Powder Diffraction File) et de l'ICDD [36] (International Centre for Diffraction Data) contenant plus de 600.000 diagrammes de référence pour identifier les différents composants. Ces analyses ont été mises en place à l'institut UTINAM.

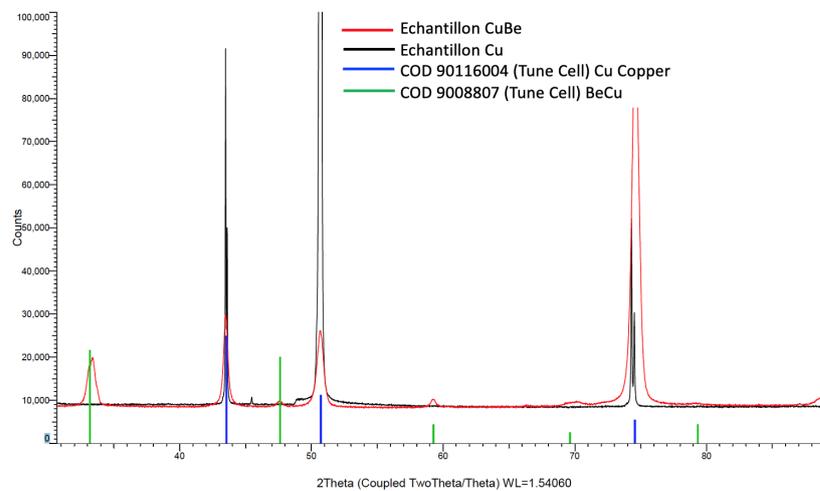
La loi de Bragg établit la relation entre la longueur d'onde λ de la radiation et l'angle d'analyse θ , appelé angle de Bragg, tel que :

$$2.D. \sin(\theta) = n.\lambda \quad (1.2)$$

Où D est la distance inter-réticulaire du plan cristallin diffractant et n l'ordre de diffraction.



(a) CuBe



(b) Cu / CuBe

FIGURE 1.7 – Diffractogrammes du CuBe (a) et superposition des diffractogrammes du Cu et du CuBe (b).

La Figure 1.7(a) correspond au diffractogramme du CuBe. On observe des pics correspondants à une phase de cuivre et à une phase de CuBe. Le béryllium ne semble donc pas présent sous une structure seule de Be (pas de pics correspondant à une structure de Be

pur). Le béryllium semble ainsi être sous la forme d'un alliage de CuBe. L'échantillon est donc polyphasé avec deux phases : Cu et CuBe avec une répartition de chaque phase selon le Tableau 1.1.

Cu (%)	CuBe (%)
89	11

Tableau 1.1 – Répartition des phases de Cu et de CuBe dans l'alliage de CuBe.

L'échantillon de cuivre est ensuite analysé. La Figure 1.7(b) montre une superposition du diffractogramme du CuBe avec celui du Cu. On observe que les pics liés à la phase de CuBe ne sont effectivement pas présents pour cet échantillon. On est donc en présence de cuivre pur.

On peut ensuite tracer les figures de pôles correspondantes aux plans principaux de la structure des matériaux. Il s'agit de représenter les orientations cristallines dans l'espace. On fait pour cela une projection stéréographique des pôles considérés. On choisit un plan qui sera l'équateur, dont le pôle sera le centre de la figure, par exemple le plan $\{100\}$, puis on place les pôles des autres plans. Les indices de Miller sont indiqués pour chaque pôle.

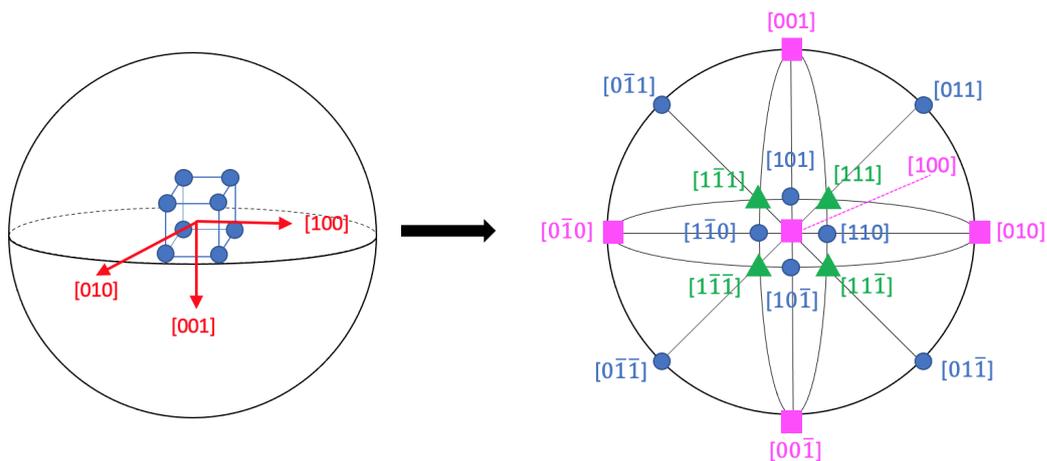


FIGURE 1.8 – Projection stéréographique des plans cristallins.

Le cuivre possède une structure cristalline cubique à face centrée (CFC) représentée par la Figure 1.2(b). Il y a alors deux plans essentiels à étudier. Le plan $\{111\}$ et le plan $\{100\}$. Pour choisir l'angle θ , il est nécessaire de s'appuyer sur le diffractogramme et sur les valeurs correspondantes aux plus grands pics d'intensité. Le plan $\{100\}$ correspond alors à l'angle $2\theta = 50.8^\circ$, le plan $\{111\}$ à $2\theta = 43.5^\circ$.

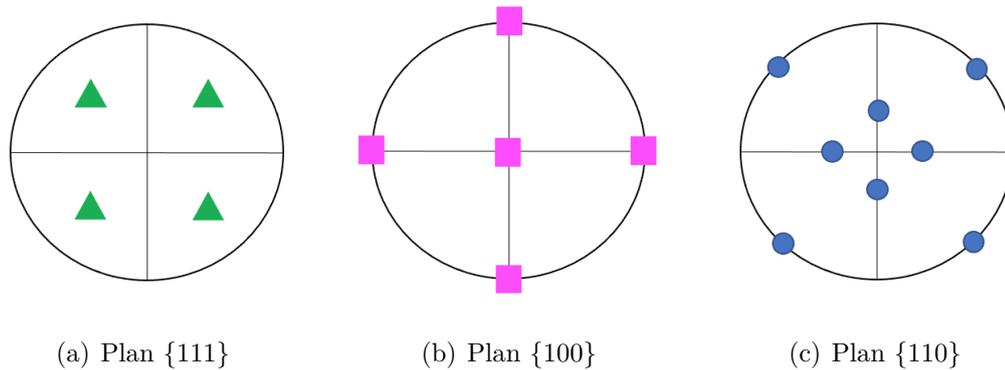


FIGURE 1.9 – Figures de pôles (a) $\{111\}$, (b) $\{100\}$, (c) $\{110\}$ pour une structure cubique.

La Figure 1.10 présente les figures de pôles des plans $\{100\}$ et $\{111\}$ qui sont les plans principaux de la structure CFC. On retrouve bien tous ces plans, tels que représentés sur la Figure 1.9. Le matériau étudié est donc bien du cuivre pur de structure CFC.

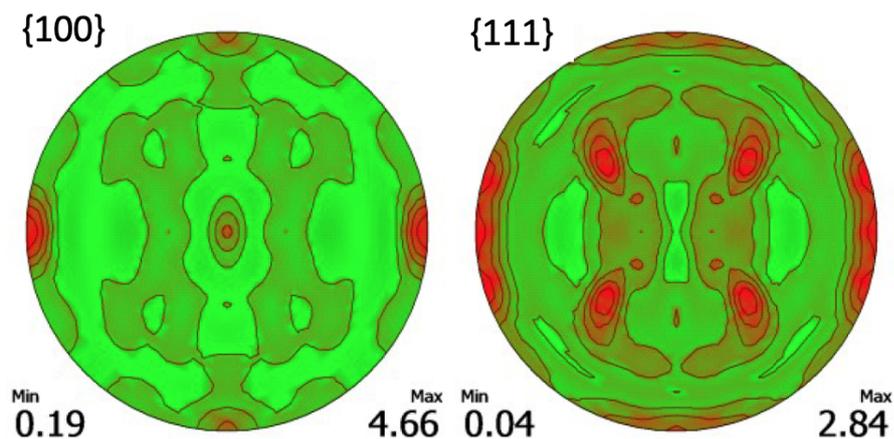


FIGURE 1.10 – Figures de pôles du Cu pour les plans $\{100\}$ et $\{111\}$.

Lorsque l'on regarde la répartition des plans $\{001\}$ et $\{101\}$ sur la Figure 1.11, on remarque

une répartition équivalente de ces plans que ce soit dans la direction de laminage (RD) ou dans la direction transverse (TD). Ce qui signifie que l'on devrait normalement retrouver un comportement mécanique isotrope dans le plan de la tôle.

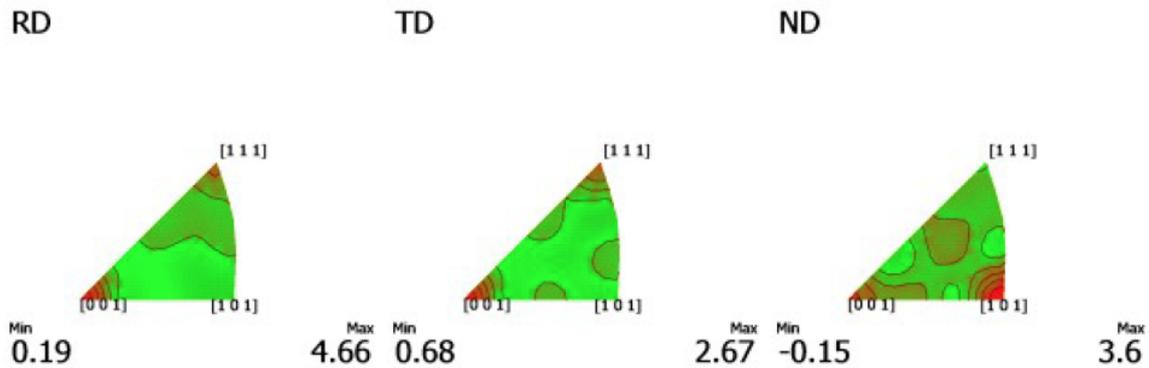


FIGURE 1.11 – Figures de pôles inverses du Cu pour différentes orientations par rapport à la DL.

La Figure 1.12 présente les figures de pôles des plans $\{111\}$ et $\{100\}$ du CuBe représentatifs des plans importants de la structure CFC. On remarque que l'on ne retrouve pas une répartition des plans majoritaires de la structure CFC comme dans les figures de pôle du Cu. En effet, on a vu précédemment que le CuBe est composé d'une phase CuBe, le Be étant de structure cubique centrée (CC) (Figure 1.2(a)).

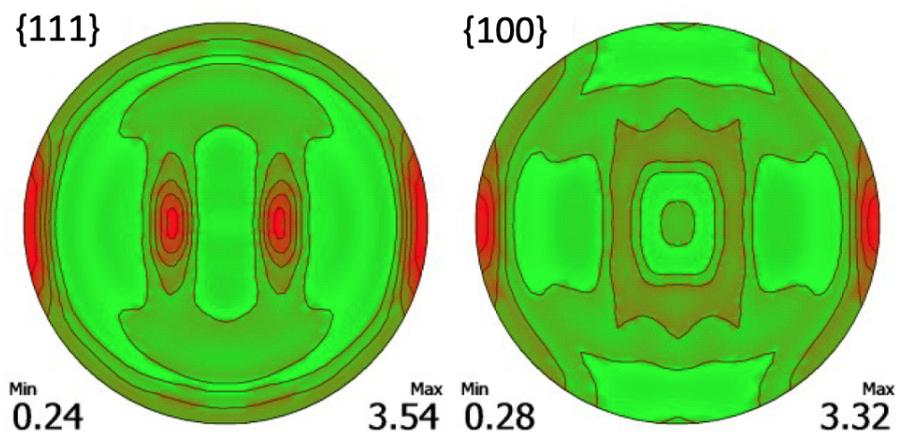


FIGURE 1.12 – Figures de pôles du CuBe pour les plans $\{111\}$ et $\{100\}$.

Concernant la répartition des plans $\{001\}$ et $\{101\}$ dans la direction de laminage (RD) et la direction transverse (TD) pour la partie CFC, cette fois ci, on observe que la répartition n'est pas du tout équivalente, induisant une légère anisotropie planaire (Figure 1.13).

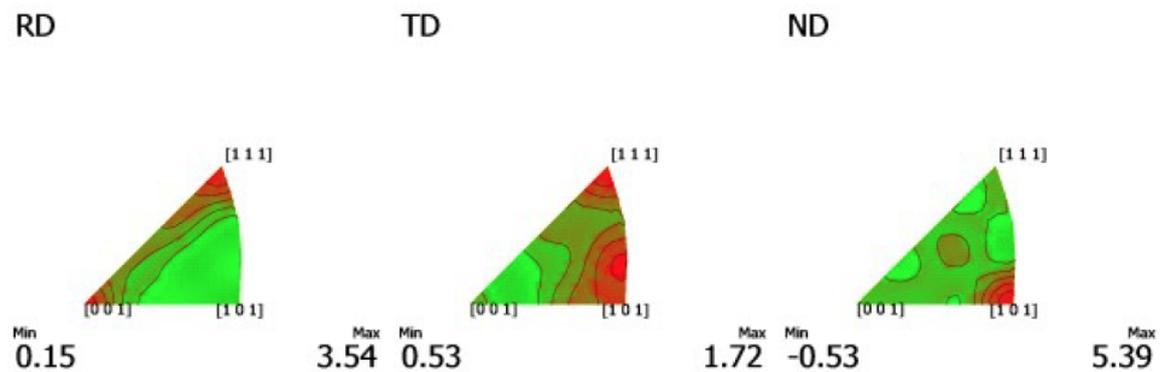


FIGURE 1.13 – Figures de pôle inverses du CuBe pour différentes orientations par rapport à la DL.

1.2.2 Observation par diffraction d'électrons rétrodiffusés

Des analyses par diffraction d'électrons rétrodiffusés (EBSD) sont réalisées au laboratoire LEM3. Elles permettent l'accès à de nombreuses informations par rapport à la zone étudiée. En effet, on peut mesurer localement l'orientation cristallographique de chaque grain afin de voir si une orientation préférentielle se dégage. L'analyse remonte au nombre de grains dans l'épaisseur ainsi qu'à leur taille. Il est également possible d'obtenir la cartographie des désorientations locales associées aux dislocations présentes dans le matériau.

Principe de l'analyse EBSD

L'analyse EBSD est une technique d'analyse cristallographique locale contrairement à l'analyse DRX qui est globale. Elle se base sur l'étude des diagrammes de diffraction des électrons rétrodiffusés. Un faisceau d'électrons est envoyé sur l'échantillon incliné de 70° provoquant une diffusion inélastique d'une partie des électrons. Une partie de ces électrons tombe alors sur les plans cristallographique (hkl) et est diffusée élastiquement quand la loi de Bragg est satisfaite. La diffraction des électrons sur un plan cristallin s'effectue suivant deux cônes très ouverts formant ainsi deux lignes apparaissant quasiment droites

sur l'écran phosphore. Ces deux lignes forment une bande. La ligne centrale de cette bande correspond à la projection du plan diffractant sur l'écran. De la même manière, tous les plans diffractants vont former une bande sur l'écran, constituant ainsi un diagramme de diffraction. A partir de ce diagramme il est alors possible de connaître l'orientation du point analysé. Il suffit de déterminer, la position d'une série de bandes de Kikuchi par analyse d'images en passant par une transformée de Hough et de les indexer par les indices de Miller du plan cristallin diffractant ayant formé cette bande. On retrouve le schéma de principe de l'analyse EBSD sur la Figure 1.14. On fait alors l'hypothèse que l'étude de la zone choisie est représentative des phénomènes présents dans le reste de l'échantillon. Ici cette zone représente une image de largeur $250\ \mu\text{m}$ (de résolution 1024 pixels) et de hauteur $187\ \mu\text{m}$ (de résolution 768 pixels) avec un pas de $0,1\ \mu\text{m}$.

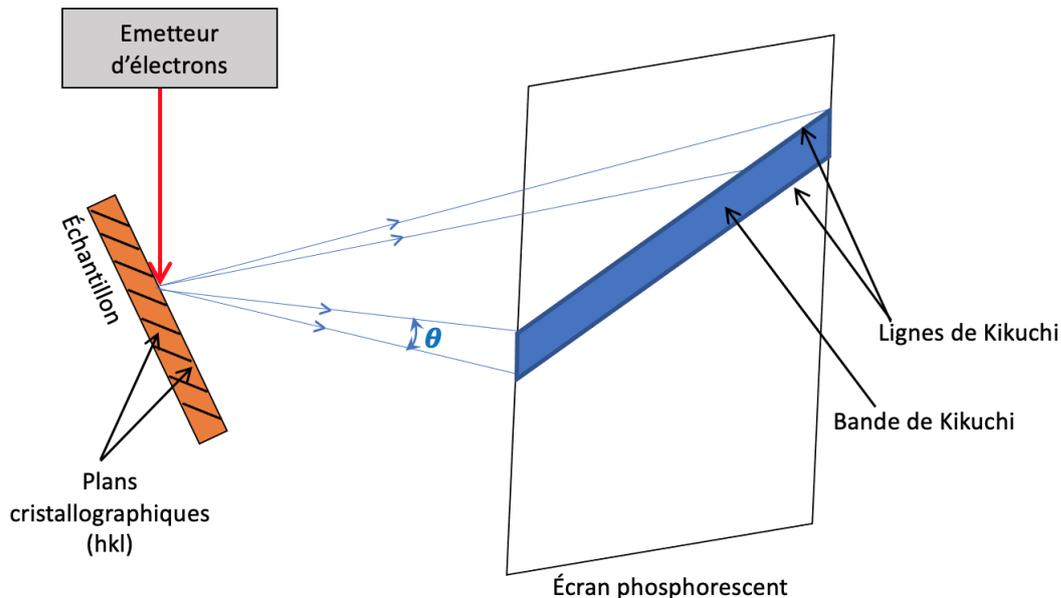
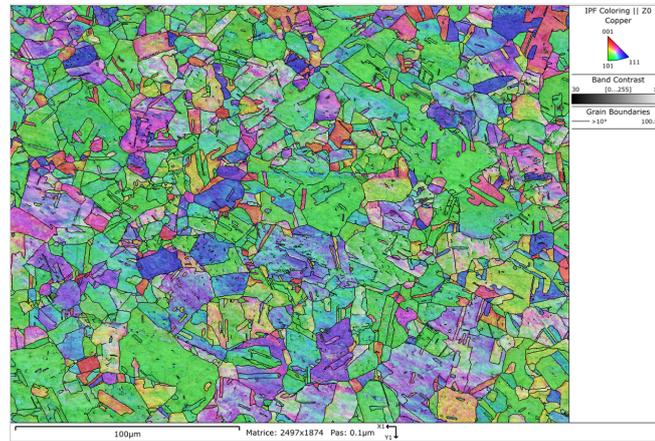


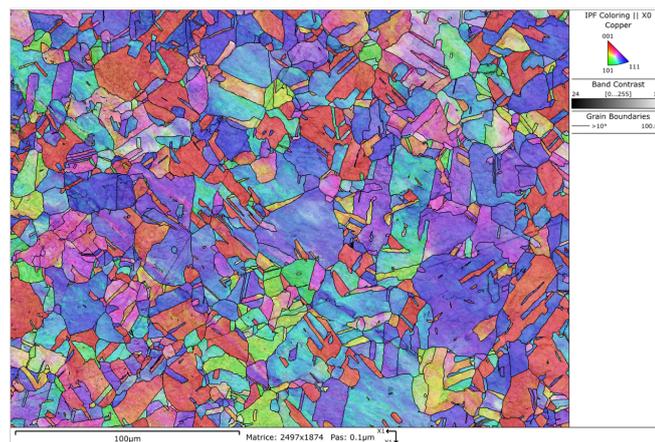
FIGURE 1.14 – Schéma de principe de l'analyse EBSD.

La Figure 1.15 est une cartographie EBSD du cuivre pur. La Figure 1.15(a) représente l'orientation dans la direction de laminage et la Figure 1.15(b) dans la direction transverse. Premièrement, on peut voir que le Cu a une moyenne de 10 grains dans son épaisseur de taille moyenne de $12\ \mu\text{m}$. Ceci le classe dans la catégorie des tôles ultra-fines. Les grains sont à peu près équiaxes dans les deux orientations. Dans un deuxième temps on observe sur la Figure 1.15(a) qu'il n'y a pas d'orientation préférentielle dans la DL. Sur la Figure 1.15(b) correspondant à la DT, on retrouve légèrement plus de plans (111) ce qui

correspond aux résultats des figures de pôles inverses. Néanmoins on peut considérer qu'il n'y a pas vraiment d'orientation préférentielle dans le Cu et donc qu'il n'est pas texturé.



(a) Cu DL

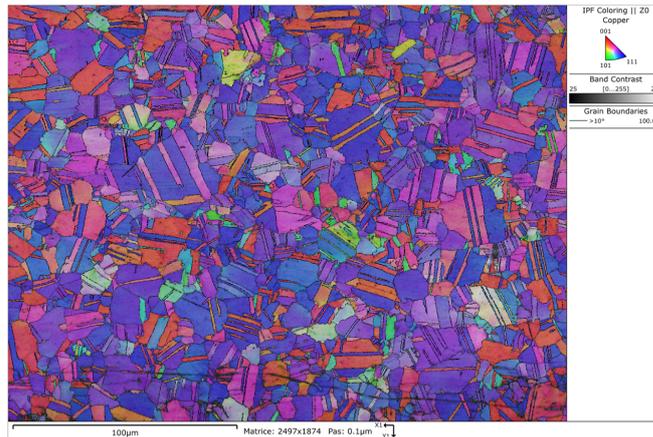


(b) Cu DT

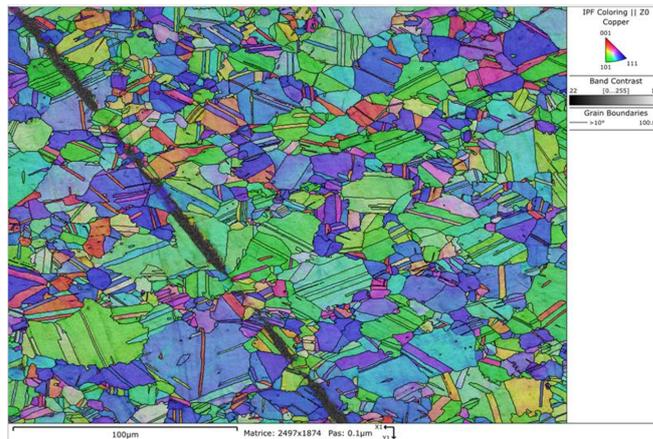
FIGURE 1.15 – Cartographie EBSD du cuivre pur par rapport à la direction de laminage (a) et (b) par rapport à la direction transverse (DT).

La Figure 1.16 présente la cartographie EBSD du CuBe pour une orientation dans la direction de laminage (Figure 1.16(a)) et dans la direction transverse (Figure 1.16(b)). On peut quantifier une quinzaine de grains dans l'épaisseur d'une taille moyenne d'environ 8 μm . Ceci classe la tôle en CuBe étudiée à la limite des tôles ultra-fines. Les grains sont équiaxes comme pour le cuivre. Sur la Figure 1.16(a), correspondant à la direction de laminage, on observe clairement une orientation préférentielle car la représentation en

isocouleurs de tous les grains est quasiment identique, i.e de même orientation. Concernant la direction transversale, il n’y a pas un plan cristallin majoritaire. Ceci confirme les résultats obtenus avec les figures de pôles inverses. En effet, on retrouve plus de plans compris entre (111) et (001) pour la DL et de plans (101) pour DT.



(a) CuBe DL

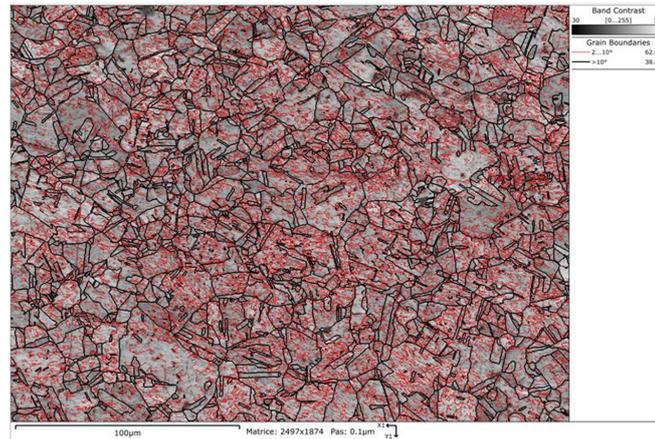


(b) CuBe DT

FIGURE 1.16 – Cartographie EBSD du CuBe pur par rapport à la direction de laminage (a) et (b) par rapport à la direction transversale (DT).

La Figure 1.17 donne la cartographie faisant apparaître les désorientations. Afin de les discerner on choisit un angle à partir duquel on considère que ce n’est plus un grain qui est formé. Ici un angle de 10° est choisi. Tous les traits rouges observés correspondent à des désorientations et par conséquent à des dislocations. Une différence très importante

est remarquée entre le Cu (Figure 1.17(a)) et le CuBe (Figure 1.17(b)). En effet, le Cu est rempli de déformations locales alors que le CuBe n'en a pas du tout. Toutes ces désorientations permettent au cuivre d'atteindre des niveaux de déformation avant rupture beaucoup plus importants.



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 1.17 – Cartographie EBSD des désorientations présentes dans les 2 échantillons (a) Cu (b) CuBe.

1.2.3 Conclusion de l'analyse microstructurale

Cette première analyse microstructurale donne des informations d'importance sur les deux matériaux étudiés. Premièrement, elle nous a permis de déterminer la quantité de grains

dans l'épaisseur des tôles et ainsi de les classer dans la catégorie des tôles minces ou ultra-minces. Le Cu possède ainsi environ 10 grains d'une taille moyenne de $12 \mu\text{m}$ dans l'épaisseur le classant dans la catégorie des tôles ultra-fines. L'alliage de CuBe quant à lui possède un peu plus de grains que le cuivre. Il dispose environ de 15 grains de $8 \mu\text{m}$ dans son épaisseur le classant à la limite des tôles ultra-minces mais plutôt dans la catégorie des tôles minces. Deuxièmement, les figures de pôles inverses ont permis d'observer que d'une part le cuivre pur n'est pas texturé et que ses plans cristallins sont les mêmes dans sa direction de laminage et dans sa direction transverse. Ceci indique qu'on retrouvera un comportement mécanique isotrope dans le plan. Concernant le CuBe, on ne retrouve pas les mêmes plans dans la DL et dans la DT indiquant que l'on ne devrait pas détecter d'isotropie au niveau du plan de la tôle. Enfin, les cartographies de désorientations mettent en évidence que le Cu possède énormément de désorientations par rapport au CuBe qui n'en dispose d'aucune. Ceci doit normalement se manifester au niveau mécanique par un allongement à rupture plus grand pour le cuivre.

1.3 Caractérisation mécanique

Après une large analyse de la microstructure des deux matériaux étudiés lors de ces travaux de thèse, le comportement mécanique est caractérisé. Ceci est réalisé par des tests de traction à rupture, des essais de cisaillement monotones, des essais de cisaillement cycliques et enfin des tests de gonflement hydraulique.

1.3.1 Essais de traction uni-axiale

Les essais de traction ont été menés de différentes manières. Tout d'abord, une première campagne à l'aide d'une machine de traction Instron 50 kN munie d'une cellule d'effort de 5 kN utilisée sur le site de l'Institut Dupuy De Lôme (IRDL). De par la faible épaisseur des échantillons, l'utilisation de l'extensomètre est difficile. Une mesure de champs est utilisée permettant également de valider l'homogénéité ou l'hétérogénéité des champs obtenus. Les champs cinématiques obtenus (déplacements et déformations) sont ainsi étudiés par corrélation d'images numériques à l'aide du logiciel Aramis. Dans un autre temps une seconde campagne est menée. À la vue des résultats précédents, la force maximale n'excédant pas 2 kN, une machine de traction MTS (Figure 1.18) est utilisée avec une cellule de force de 2 kN au Département Mécanique Appliquée de l'institut

FEMTO-ST. Ceci dans le but d'obtenir une meilleure sensibilité. On retrouve un schéma du principe de ce montage sur la Figure 1.19. Dans un souci de confirmer les résultats obtenus par la corrélation d'images effectuée avec le logiciel VIC 3D, un second dispositif de mesure est installé en parallèle. Il s'agit d'un extensomètre laser mesurant une distance entre deux bandes réfléchissantes mais limité dans une plage de mesure ne dépassant pas 20% de déformation (Figure 1.18(b)).



(a) Dispositif de corrélation d'images (b) Dispositif d'extensomètre laser

FIGURE 1.18 – Différents dispositifs de mesure utilisés.

Les essais sont effectués sur des éprouvettes possédant la géométrie définie sur la Figure 1.19(b). Elles sont toutes découpées à l'aide du procédé d'électroérosion à fil fin.

Une attention particulière a été portée à la mise en place des éprouvettes. Celles-ci étant très fines, elles tendent à glisser dans les mors de la machine, les bords sont alors pliés afin que l'épaisseur soit un peu plus importante à ce niveau et que le maintien soit mieux assuré. Tous les essais sont répétés au moins trois fois pour garantir une bonne reproductibilité. Dans le but de déterminer le comportement du matériau sous différents états de déformation les essais sont réalisés sur des éprouvettes possédant différentes orientations par rapport à la direction de laminage. On choisit des orientations tous les 15° par rapport à la direction de laminage (DL) de 0° à 90° .

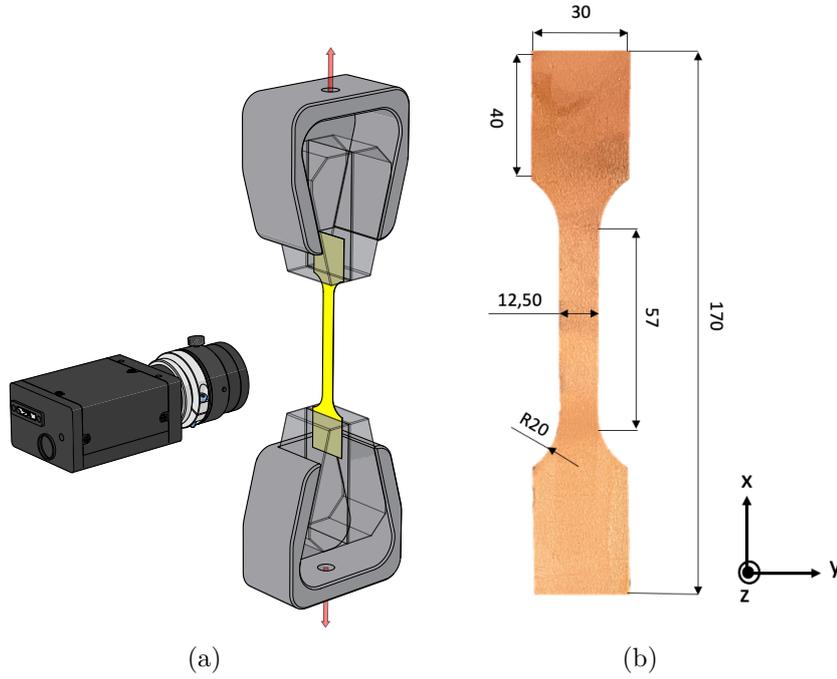


FIGURE 1.19 – Schéma du dispositif de traction (a) et dimensions de l'éprouvette (b).

Afin de pouvoir tracer les courbes des contraintes en fonction des déformations, on utilise la force mesurée pendant l'essai. La contrainte de Cauchy σ est alors calculée selon la formule suivante :

$$\sigma_{xx} = \frac{F}{S_0} \quad \sigma = \sigma_{xx}(1 + \varepsilon_{xx}) \quad (1.3)$$

Où F , S_0 et ε_{xx} sont respectivement la force de traction, l'aire de la section initiale active de l'échantillon et enfin la déformation longitudinale conventionnelle telle que :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\Delta L}{L_0} \quad \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_{xx}) \quad (1.4)$$

L_0 est la longueur initiale et ΔL la variation de longueur pendant l'essai de traction. La déformation transverse ε_{yy} ainsi que la déformation longitudinale ε_{xx} sont mesurées par corrélation d'images. La déformation plastique dans l'épaisseur ε_{zz}^p est calculée à partir de la conservation du volume plastique $\text{tr}(\varepsilon^p) = 0$.

Les courbes d'érouissage des matériaux dans la direction de laminage sont tracées pour les différentes méthodes d'acquisition sur la Figure 1.20. On observe ici que les courbes pour les différentes méthodes par corrélation d'images se superposent et amènent à des résultats équivalents pour le Cu Figure 1.20(a) et le CuBe Figure 1.20(b). Cependant, on peut voir que l'on ne peut plus se fier à l'extensomètre laser au-delà d'une certaine déformation, environ 20 % atteinte pour le Cu Figure 1.20(a). En effet, à partir de cette valeur un écart commence à se voir entre les différentes courbes. Ceci est dû au fait que les bandes réfléchissantes se décollent et ne sont plus opérationnelles. En effet, la plage limite de mesure de déformation par l'extensomètre est atteinte. Cette comparaison permet également de voir que le type de cellule de force n'a pas eu d'influence sur les résultats obtenus.

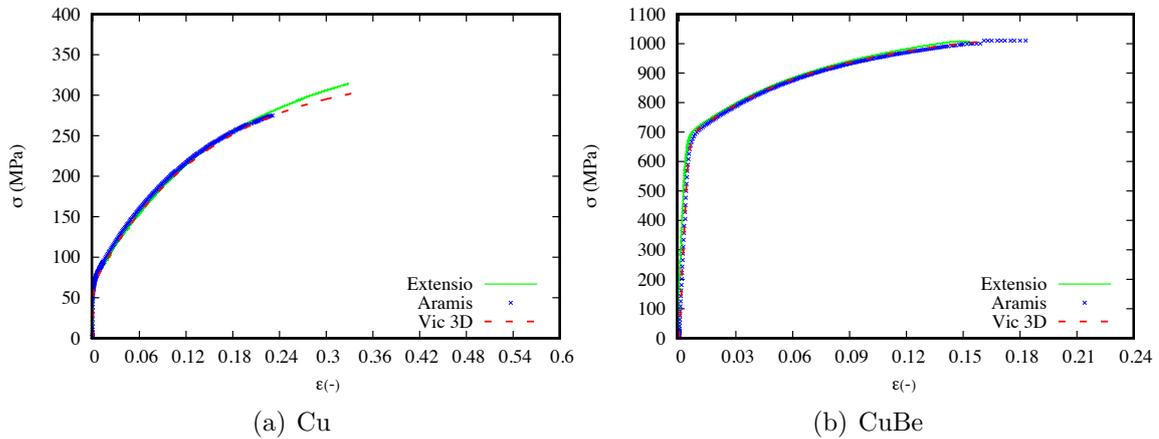
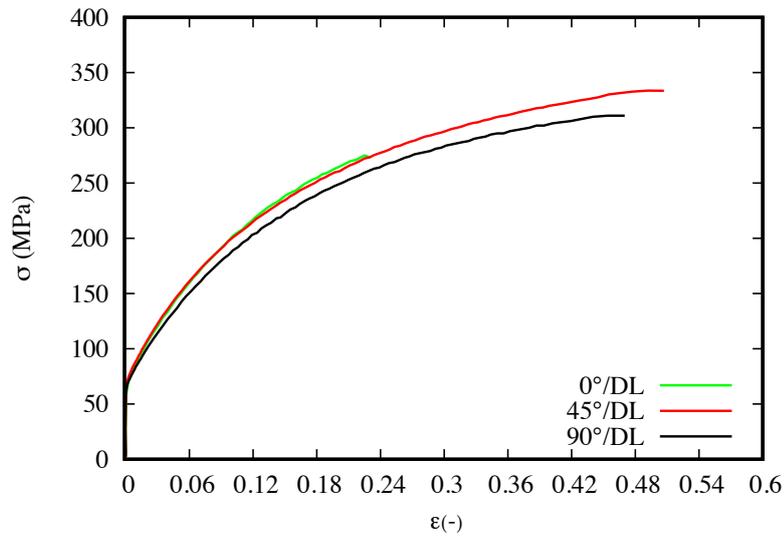
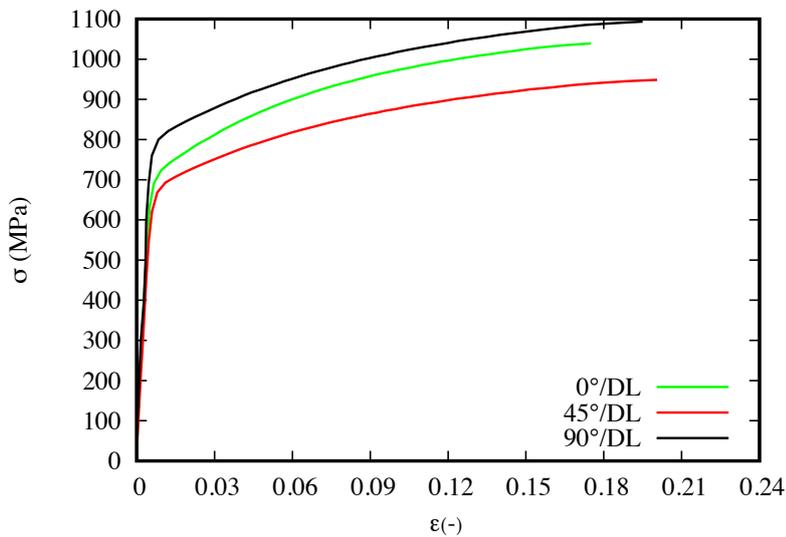


FIGURE 1.20 – Courbes d'érouissage dans la DL pour le CuBe (a) et le Cu (b) avec différents moyens d'acquisition.

Les orientations, tous les 15° , ayant été testées seules les courbes d'érouissage pour les orientations 0° , 45° et 90° par rapport à la direction de laminage sont tracées car les orientations intermédiaires apportent peu d'informations complémentaires.



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 1.21 – Courbes d'érouissage pour un essai de traction uni-axiale à différentes orientations par rapport à la direction de laminage pour le Cu (a) et le CuBe(b).

Les courbes d'érouissage sont tracées, sur la Figure 1.21, pour différentes orientations par rapport à la direction de laminage. On observe sur la Figure 1.21(b), que les propriétés mécaniques de l'alliage de CuBe dans la direction transverse sont supérieures notamment au niveau de la limite élastique qui est plus importante. Concernant le cuivre (Figure 1.21(a)) on observe cette fois-ci que les propriétés sont quasiment les mêmes à 0° et à 45° par

rapport à la direction de laminage. On observe tout de même une légère diminution des propriétés mécaniques pour l'orientation 90°/DL. Le niveau de déformation atteint dans la direction de laminage est plus faible que pour les autres orientations.

Les principales caractéristiques mécaniques des deux matériaux peuvent alors être déterminées et sont résumées dans le Tableau 1.2 pour une orientation dans la direction de laminage.

	E (GPa)	ν	σ_y (MPa)	R_M (MPa)
Cu	110	0.30	67	400
CuBe	130	0.35	645	1000

Tableau 1.2 – Principales caractéristiques mécaniques identifiées pour les matériaux Cu et CuBe en traction uni-axiale.

Le coefficient de Poisson ν correspond au ratio entre la déformation élastique transverse ε_{yy}^e et la déformation élastique longitudinale ε_{xx}^e tel que, $\nu = -\frac{\varepsilon_{yy}^e}{\varepsilon_{xx}^e}$. Le module de Young E correspond à la pente de la partie élastique des courbes d'écouissage obtenues avec les tests de traction. La limite élastique du matériau et sa résistance maximale à la traction sont respectivement notées σ_y et R_M .

Afin d'évaluer l'anisotropie présente dans les matériaux considérés, différents coefficients peuvent être calculés. Tout d'abord les coefficients de Lankford r_0, r_{45} et r_{90} , accessibles à l'aide des essais de traction. Ils correspondent au ratio de la déformation plastique transverse ε_{yy}^p par rapport à la déformation plastique normale ε_{zz}^p , ($\varepsilon_{yy}^p = f(\varepsilon_{zz}^p)$). Les coefficients r_0, r_{45} , et r_{90} correspondent respectivement à une orientation de 0°/ DL, 45°/ DL et 90°/ DL. Les déformations ε_{yy}^p et ε_{zz}^p sont calculées à l'aide les relations suivantes :

$$\varepsilon_{yy} = \varepsilon_{yy}^p + \varepsilon_{yy}^e \rightarrow \varepsilon_{yy}^p = \varepsilon_{yy} + \frac{\nu\sigma_{xx}}{E} \quad (1.5)$$

$$\varepsilon_{zz} = \varepsilon_{zz}^p + \varepsilon_{zz}^e \rightarrow \varepsilon_{zz}^p = \varepsilon_{zz} + \frac{\nu\sigma_{xx}}{E} \quad (1.6)$$

Où ε_{yy} , ε_{yy}^p et ε_{yy}^e sont respectivement définies comme étant les déformations totales, plastiques et élastiques dans la direction transverse. Les termes ε_{zz} , ε_{zz}^p et ε_{zz}^e représentent respectivement les déformations totales, plastiques et élastiques dans la direction normale. Le terme σ_{xx} correspond à la contrainte normale conventionnelle uni-axiale dans la direction

longitudinale.

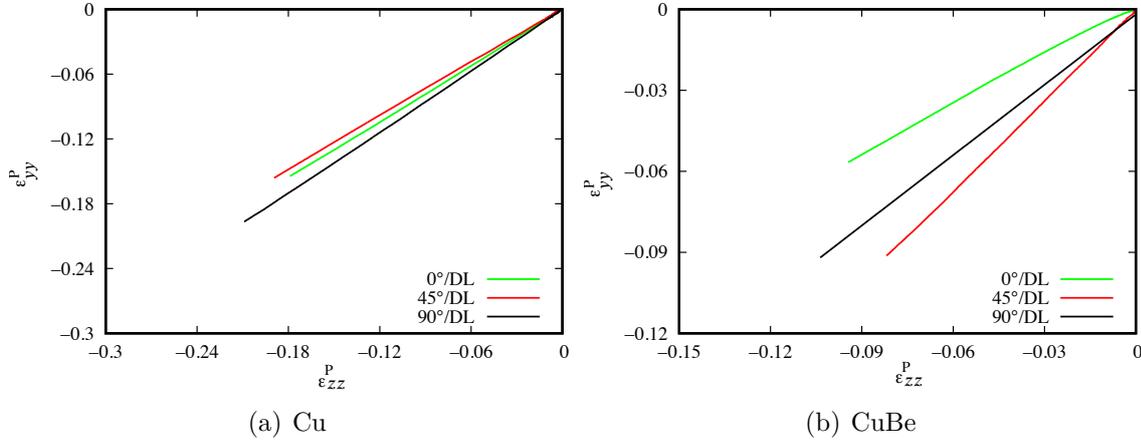


FIGURE 1.22 – Évolution de $\varepsilon_{yy}^p = f(\varepsilon_{zz}^p)$ pour un essai de traction à différentes orientations par rapport à la direction de laminage : (a) Cu, (b) CuBe.

On observe sur la Figure 1.22(b) que l’alliage CuBe présente une anisotropie marquée en termes de déformation en plus de celle déjà observée au niveau des contraintes. Une évolution différente est nettement constatée pour les déformations démontrant une anisotropie du matériau. Les coefficients d’anisotropie plastique r_0 , r_{45} et r_{90} associés confirment cette tendance. En effet, les valeurs sont assez différentes notamment pour r_{45} qui est supérieur à 1. Sur la Figure 1.22(a) présentant leur évolution pour le cuivre, on peut voir qu’il n’y a quasiment pas d’anisotropie en termes de déformation. Les coefficients d’anisotropie plastique ont des valeurs proches les unes des autres validant le comportement isotrope du matériau.

La Figure 1.23 présente les différents coefficients r_α calculés pour tous les essais de traction réalisés, i.e. tous les 15° entre 0° et 90° par rapport à la DL. Pour le cuivre, la variation des coefficients est peu importante, on observe également une certaine symétrie par rapport à la direction à 45° /DL (Figure 1.23(a)). Ces résultats confirment l’isotropie de ce matériau. Concernant le CuBe, la variation des coefficients r_α est plus importante (Figure 1.23(b)) et il n’y a pas de symétrie observée par rapport à la direction à 45° /DL ce qui présente l’anisotropie du CuBe.

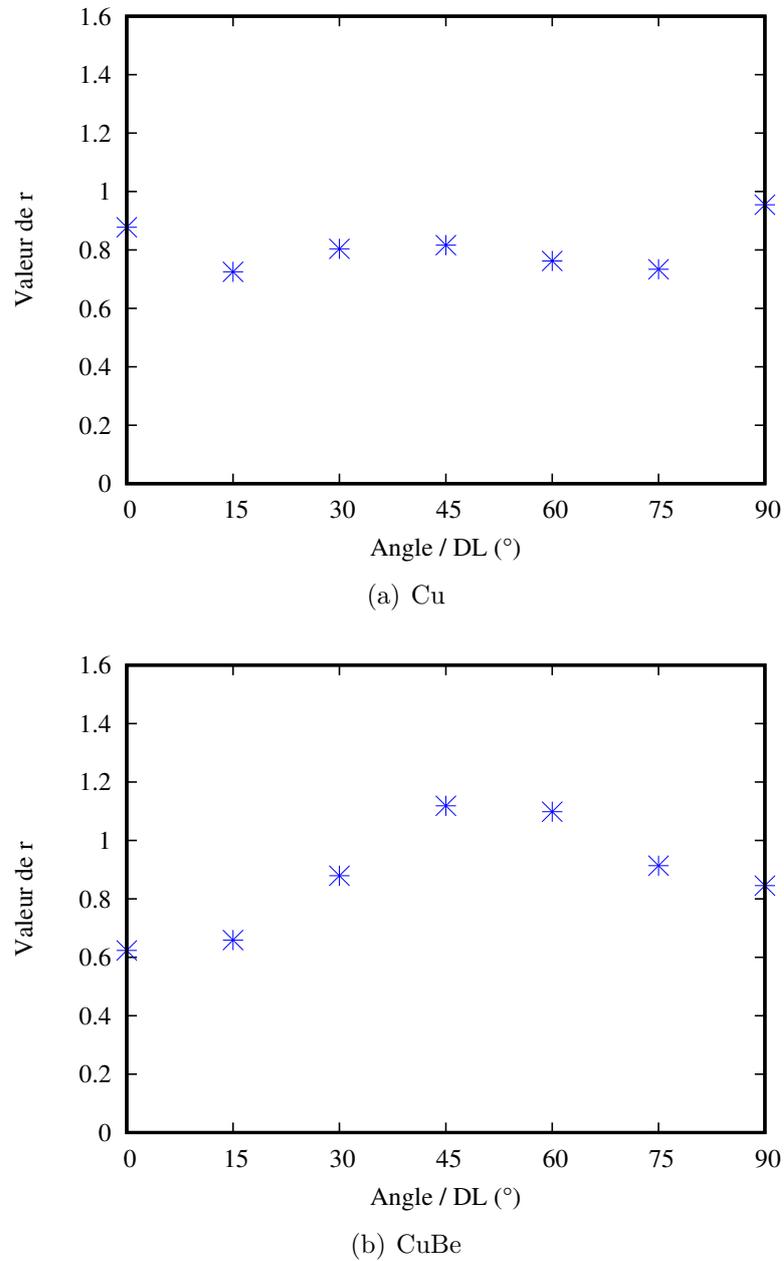


FIGURE 1.23 – Coefficients d’anisotropie r pour différentes orientations par rapport à la direction de laminage (a) Cu, (b) CuBe.

L’anisotropie des matériaux peut également être calculée à l’aide de deux autres coefficients. Il s’agit tout d’abord du coefficient d’anisotropie moyen \bar{r} caractérisant l’anisotropie normale globale tel que :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (1.7)$$

Plus \bar{r} est proche de 1, plus l'anisotropie normale est faible. Le second coefficient, noté Δr , est associé à l'anisotropie planaire. Il estime la variation de l'anisotropie dans le plan de la tôle par rapport à l'orientation autour de la direction de laminage. Ce coefficient est donné par :

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (1.8)$$

Une valeur de Δr proche de zéro implique que l'anisotropie de déformation est la même peu importe l'orientation, i.e. un matériau isotrope dans le plan. On récapitule les différentes valeurs des coefficients d'anisotropie dans le Tableau 1.3.

Matériau	r_0	r_{45}	r_{90}	\bar{r}	Δr
Cu	0.80	0.81	0.96	0.85	0.07
CuBe	0.62	1.10	0.85	0.92	-0.37

Tableau 1.3 – Coefficients d'anisotropie des deux matériaux considérés.

Les valeurs de l'anisotropie moyenne \bar{r} et de l'anisotropie planaire Δr montrent que le cuivre exhibe une anisotropie normale assez faible et que l'orientation par rapport à la direction de laminage n'a pas d'influence sur l'anisotropie. Concernant le CuBe, on a également une anisotropie normale très faible. Cependant, le coefficient d'anisotropie planaire $\Delta r = -0,37$ est assez éloigné de 0, ce qui montre que l'orientation par rapport à la direction de laminage est importante pour ce matériau et qu'elle doit être prise en compte lors de la modélisation.

1.3.2 Essais de cisaillement

Les essais de traction à rupture ont permis d'obtenir de nombreuses informations sur les caractéristiques mécaniques des deux matériaux. Néanmoins ces essais ne permettent pas d'aller très loin en déformation sur un essai quasi-homogène, ni d'étudier le type d'érouissage du matériau. C'est pourquoi des essais de cisaillement sont mis en place.

Il s'agit d'un montage composé de deux mors (Figure 1.24(a)) : un fixe et un mobile. L'éprouvette est maintenue grâce à un couple de serrage de 9 N.m appliqué à chaque vis. La valeur de 9 N.m a été choisie après différents tests et s'est révélée être la plus adéquate afin d'éviter le glissement de l'éprouvette et de ne pas entraîner une précontrainte trop excessive sur l'éprouvette. On impose ensuite un déplacement de 1 mm.s^{-1} à la traverse. Le coté de l'éprouvette fixé dans le mors mobile est alors soumis à un déplacement engendrant majoritairement une contrainte de cisaillement. On pilote en déplacement jusqu'à ce que l'éprouvette flambe, ce phénomène correspondant à une instabilité et menant à des informations inexploitable. La géométrie de l'éprouvette de cisaillement est donnée sur la Figure 1.3.2.

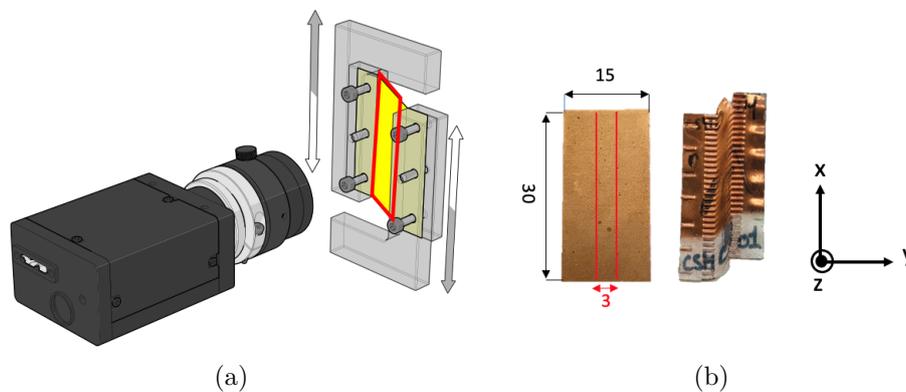


FIGURE 1.24 – Schéma du montage de cisaillement (a) et dimension de l'éprouvette (b).

La corrélation d'images est utilisée afin de récupérer directement les champs cinématiques et en particulier les champs de déformation en cisaillement γ dans le plan XY (distorsion d'angle) correspondant au double de la déformation de cisaillement ε_{xy} . Le dispositif d'acquisition permet également de recueillir la force appliquée par la traverse pour imposer le déplacement demandé.

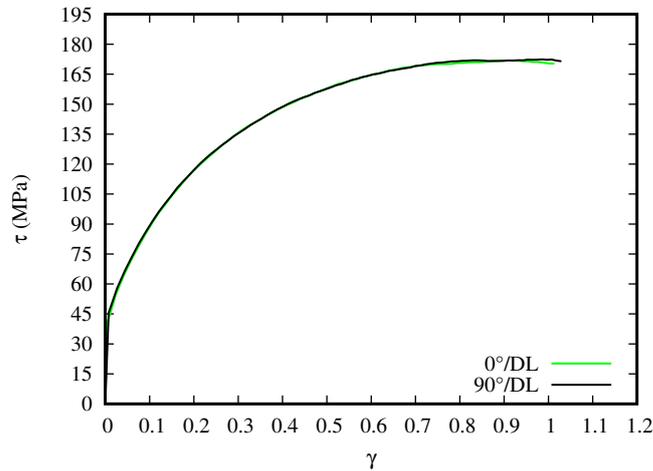
La contrainte de cisaillement dans le plan XY τ est alors déterminée selon la relation suivante :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \quad (1.9)$$

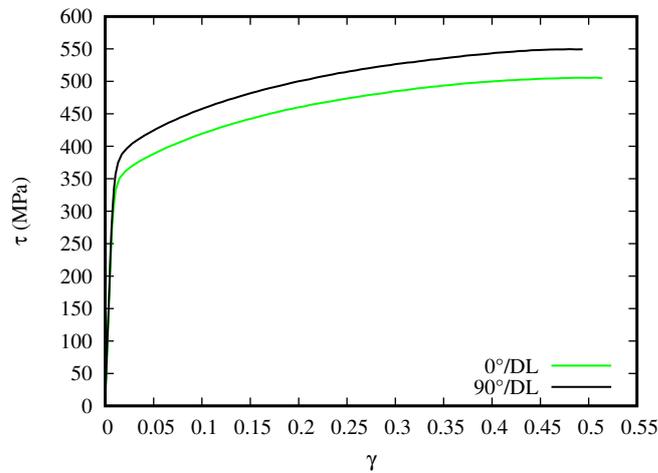
Où F est la force appliquée et S_0 l'aire de la section initiale de l'éprouvette.

Les courbes d'écroutissage obtenues sont représentées sur la Figure 1.25. Les propriétés

mécaniques dans la direction transverse sont supérieures pour le CuBe (Figure 1.25(b)) comme lors des essais de traction. Concernant le Cu on retrouve le même comportement pour les deux orientations (Figure 1.25(a)).



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 1.25 – Courbes d’écrouissage en cisaillement monotone pour différentes orientations par rapport à la direction de laminage (a) Cu (b) CuBe.

Les essais de cisaillement monotones permettent d’atteindre des niveaux de déformation plus importants qu’en traction uni-axiale, cependant ils ne donnent pas d’informations sur la forme de l’écrouissage. En effet, lors de la mise en forme, la déformation plastique induit de l’écrouissage. On retrouve alors deux types d’écrouissage : isotrope et cinématique

comme présentés sur la Figure 1.26. L'écroissage isotrope (Figure 1.26(a)) correspond à une dilatation de la surface de charge au cours de la déformation. L'écroissage cinématique correspond quant à lui à une translation de son centre dans l'espace des invariants du tenseur des contraintes comme présentés sur la Figure 1.26(b). Il permet de rendre compte de l'effet Bauschinger représentant la diminution de la contrainte d'écoulement lorsque l'on inverse le sens de chargement.

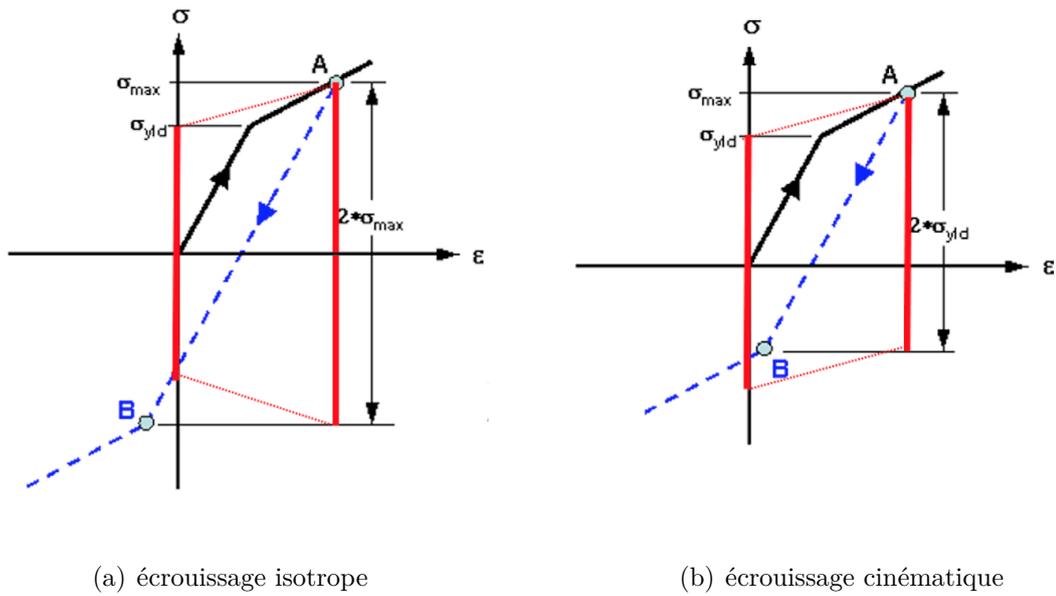


FIGURE 1.26 – Schémas de différents types d'écroissage isotrope (a) et cinématique (b).

Des essais de cisaillement cycliques sont ainsi mis en place. Ils mènent, en effet, à observer deux sens de chargement opposés et permettent donc de quantifier le type d'écroissage. Le montage est le même que pour le cisaillement monotone. L'éprouvette est sollicitée jusqu'à un certain déplacement imposé puis on inverse le sens de chargement.

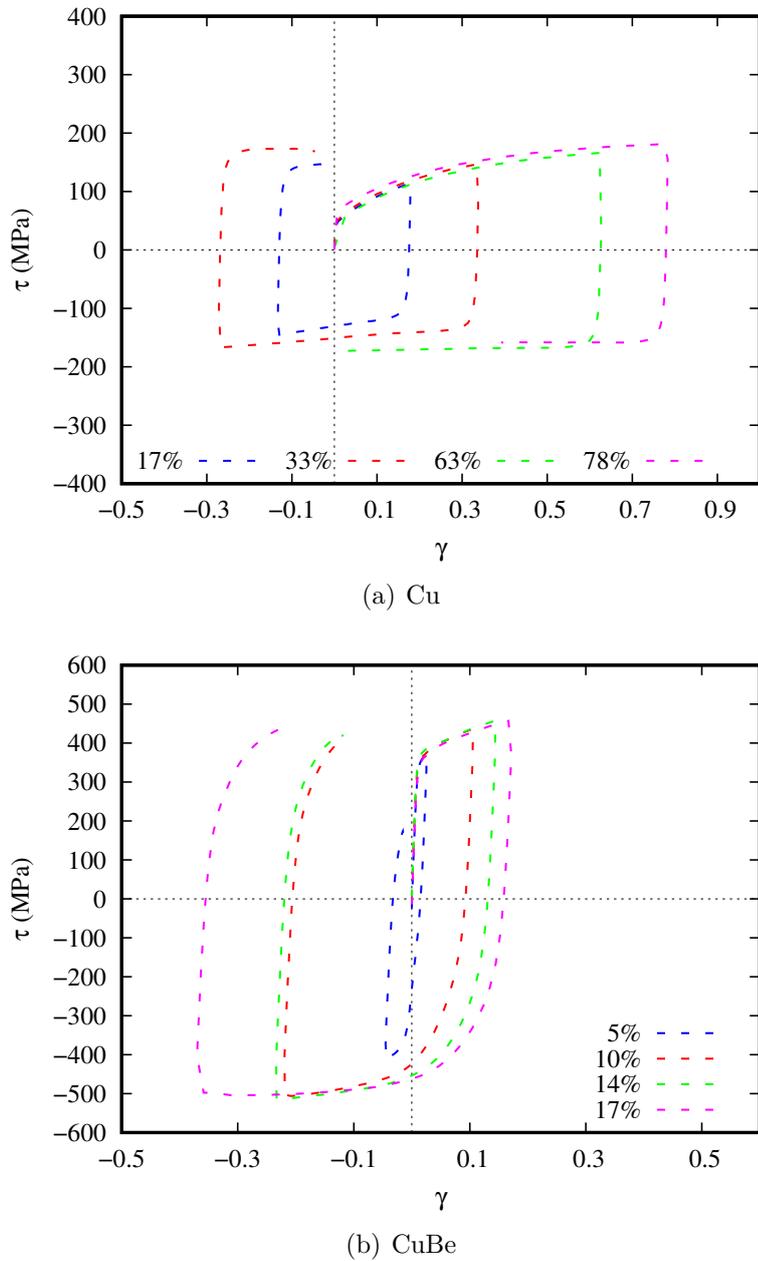


FIGURE 1.27 – Courbes d’écrouissage en cisaillement cyclique pour différents niveaux de déformation (a) Cu, (b) CuBe.

Les courbes d’écrouissage de cisaillement cycliques sont présentées sur la Figure 1.27 pour le CuBe et le Cu pour différents niveaux de déformation. Premièrement, on constate que les deux matériaux suivent un comportement totalement différent que ce soit au niveau de

leur évolution qu'aux niveaux des déformations atteintes. En effet, pour le CuBe, (Figure 1.27(b)) une translation du domaine élastique est observée, représentative de la présence d'un effet Bauschinger ce qui est caractéristique d'un écrouissage cinématique introduisant une certaine anisotropie. Concernant le cuivre (Figure 1.27(a)), on retrouve cette fois-ci une dilatation du domaine élastique correspondant à de l'écrouissage isotrope.

1.3.3 Essais de gonflement hydraulique

Afin de reproduire des chemins de déformation plus complexes se retrouvant lors des procédés de micro-formage les tests de gonflement hydraulique sont utilisés. L'essai de gonflement permet de solliciter le matériau de façon bi-axiale. Un disque découpé dans une tôle est serré entre une matrice et un serre flan (Figure 1.28).

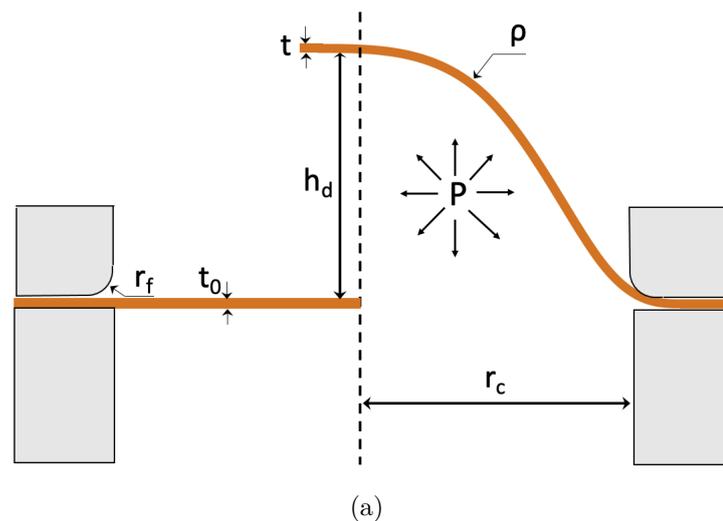


FIGURE 1.28 – Schéma de l'essai de gonflement hydraulique.

En injectant un liquide sous pression, le flan va se déformer et prendre une forme bombée, dépendante de la géométrie de la cavité de la matrice, jusqu'à rupture. Ces tests sont plus difficiles à analyser car beaucoup d'hypothèses sont émises et plusieurs méthodes de dépouillement des résultats se confrontent. En général lors des expérimentations les grandeurs acquises sont la pression appliquée et la hauteur au point maximal du dôme que forme l'éprouvette. La difficulté est alors de convertir ces grandeurs en contraintes et en déformations.

Il est alors nécessaire d'établir une relation entre les états de contraintes au point de

mesure et les déformations associées. Pour cela, différentes approches analytiques sont possibles. La détermination de la déformation équivalente se fait à l'aide de l'hypothèse de la conservation du volume de l'éprouvette lors de sa déformation plastique, soit

$$\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy} + \varepsilon_{zz} = 0 \quad (1.10)$$

La déformation dans l'épaisseur est obtenue par l'expression suivante :

$$\varepsilon_{zz} = \ln\left(\frac{t}{t_0}\right) \quad (1.11)$$

avec t et t_0 respectivement les épaisseurs au pôle et initiale du flan. Les déformations majeure et mineure notées respectivement ε_{xx} et ε_{yy} sont liées par le chemin de déformation β tel que :

$$\beta = \frac{\varepsilon_{yy}}{\varepsilon_{xx}} \rightarrow \varepsilon_{yy} = \beta\varepsilon_{xx} \rightarrow \varepsilon_{xx} = \frac{-\varepsilon_{zz}}{1 + \beta} \quad (1.12)$$

Soit

$$\varepsilon_{xx} = \frac{-\ln\left(\frac{t}{t_0}\right)}{1 + \beta} \quad (1.13)$$

On considère alors que $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy}$ au point culminant du dôme (pôle de l'hémisphère) considéré comme une sphère, i.e. $\varepsilon_{zz} = -2\varepsilon_{xx}$. La connaissance de l'épaisseur au pôle de l'échantillon est donc un élément important pour l'étude de la déformation des flans au cours des essais. Il existe différents modèles analytiques menant à déterminer cette épaisseur et qui seront détaillés dans la suite.

En ce qui concerne la contrainte équivalente, contrairement à l'essai de traction, il n'est pas possible d'utiliser la même approche dans le cas du gonflement. Pour atteindre cette contrainte il est nécessaire d'exprimer, à partir de la théorie des membranes, un modèle équivalent. En se basant sur cette théorie, il est alors possible de négliger les contraintes de flexion et donc d'établir une relation liant l'état de contraintes dans le plan de la membrane, la géométrie et la pression :

$$\frac{\sigma_{xx}}{\rho_1} + \frac{\sigma_{yy}}{\rho_2} = \frac{P}{t} \quad (1.14)$$

avec σ_{xx} et σ_{yy} les contraintes dans les directions principales, ρ_1 et ρ_2 les rayons de courbure dans les plans principaux, P la pression appliquée et t l'épaisseur de la tôle. Dans notre

cas, pour une modélisation axisymétrique, $\sigma = \sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ et $\rho = \rho_1 = \rho_2$.

L'équation se réduit à :

$$\sigma = \frac{P\rho}{2t} \quad (1.15)$$

Il est à noter également que la tôle n'est soumise qu'à une pression sur la surface interne de l'éprouvette et laissée libre sur son côté externe, de ce fait, la contrainte radiale moyenne de la tôle est égale à :

$$\sigma_{zz} = \frac{-P}{2} \quad (1.16)$$

La contrainte et la déformation sont-elles mêmes reliées à deux autres grandeurs qui sont le rayon de courbure ρ et l'épaisseur au pôle t . Différentes méthodes analytiques sont alors à disposition pour les calculer. Concernant le calcul de l'épaisseur au pôle deux méthodes principales sont retenues :

Modèle de Hill

$$t = t_0 \left(\frac{1}{1 + (h_d/r_c)^2} \right)^2 \quad (1.17)$$

La méthode de Kruglov

$$t = t_0 \left(\frac{(r_c/\rho)}{\sin^{-1}(r_c/\rho)} \right)^2 \quad (1.18)$$

avec t_0 l'épaisseur initiale, r_c le rayon de cavité, h_d la hauteur de gonflement et ρ le rayon de courbure du gonflement. Le modèle de Hill [37] repose sur la mesure de la hauteur de gonflement alors que celui de Kruglov [38] repose sur la mesure du rayon de courbure. Ces deux méthodes amènent à des valeurs d'épaisseur au pôle sensiblement différentes. Le rayon de courbure ρ est alors une donnée nécessaire au calcul des déformations si le modèle de Kruglov est utilisé. Chakrabarty et Alexander [39] proposent ensuite une autre manière de calculer l'épaisseur au sommet du dôme en incluant l'effet de l'érouissage par l'intermédiaire d'un coefficient d'érouissage n .

Plusieurs modèles analytiques sont également disponibles pour le calcul du rayon de courbure et dont on donne ici les expressions :

Le modèle de Hill

$$\rho = \frac{r_c^2 + h_d^2}{2h_d} \quad (1.19)$$

Le modèle de Panknin

L'effet du rayon de la matrice est un élément auquel il faut accorder de l'importance, Panknin [40] propose alors la méthode suivante :

$$\rho = \frac{(r_c + r_f)^2 + h_d^2 - 2r_f h_d}{2h_d} \quad (1.20)$$

avec r_c le rayon de cavité de la matrice, r_f le rayon du congé de la matrice supérieure et h_d la hauteur de gonflement. Le modèle de Hill néglige l'influence du rayon de congé de la matrice supérieure contrairement à celui proposé par Panknin.

Une modification du calcul du rayon de courbure est proposée par Gutscher et al. [41] pour inclure l'effet du rayon de la matrice. Selon l'hypothèse de Hill l'effet de ce rayon peut être négligé si $Rc \ll Dc/20$. Cependant lorsque le diamètre du bulge devient trop petit les effets ne peuvent plus être négligés. Ils modifient alors le calcul du rayon de courbure. Ils observent une erreur de calcul de 10% du rayon de courbure en utilisant cette dernière formule lorsque $h/a > 0,56$. Une étude faite par Dudderar et al. [42] mène au constat que le dôme n'est pas parfaitement sphérique. Ils proposent alors une valeur de $h/a < 0,2$ pour arriver à une valeur correcte de calcul de la contrainte. Michel et Picart [43] utilisent également l'essai de bulge test pour identifier des paramètres matériaux. Ils utilisent des diamètres de 100 à 200 mm avec des tôles de 0,05 à 1 mm d'épaisseur en CuZn. Ils considèrent un matériau isotrope et utilisent les hypothèses de Hill. Les hypothèses des contraintes planes et des déformations axisymétriques sont alors prises en compte. Enfin Slota et al. [44] étudient les différentes manières de calculer l'épaisseur au pôle. Ce calcul est très important pour avoir une détermination précise de la contrainte d'écoulement sous chargement biaxial. Ils font une liste des différentes méthodes de calcul de l'épaisseur et concluent que beaucoup de ces modèles sont équivalents pour des rangs de déformations assez importants.

Essais de bulge test

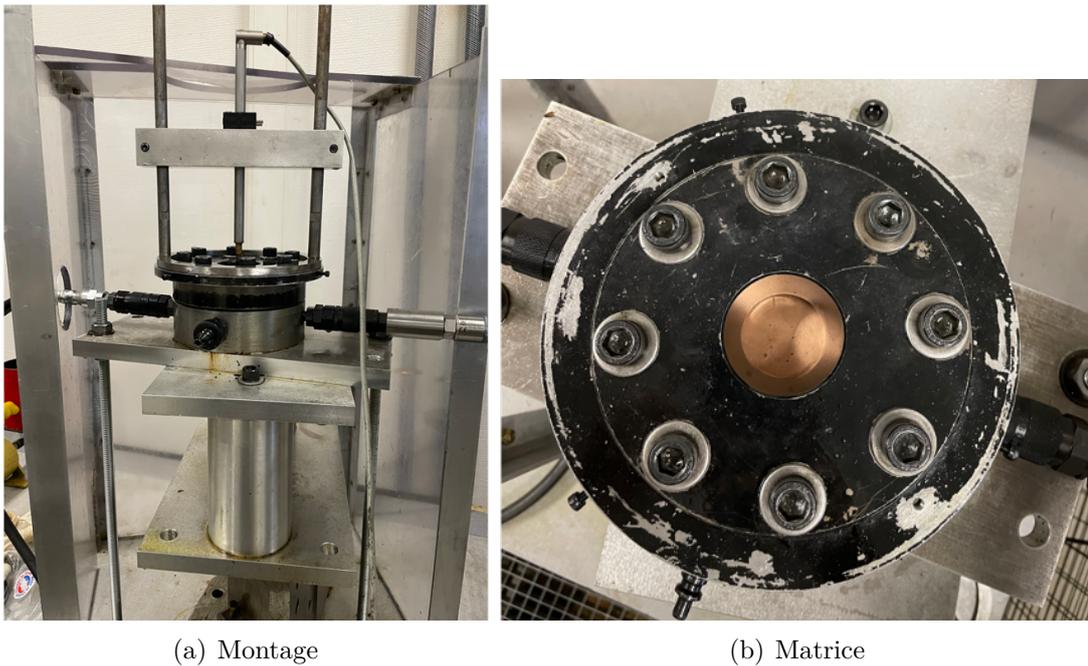


FIGURE 1.29 – Montage de l'essai de gonflement hydraulique dans une cavité cylindrique.

Un disque découpé dans une tôle est serré entre une matrice et un serre flan (Figure 1.29). En injectant un liquide sous pression, ici de l'huile, le flan se déforme et prend une forme libre bombée, dépendante de la géométrie de la cavité de la matrice, jusqu'à rupture. Un capteur de déplacement de type LVDT 50 mm permet de mesurer la hauteur de gonflement. Concernant la pression, une pompe manuelle injecte le liquide et un capteur de pression est relié à cette pompe.

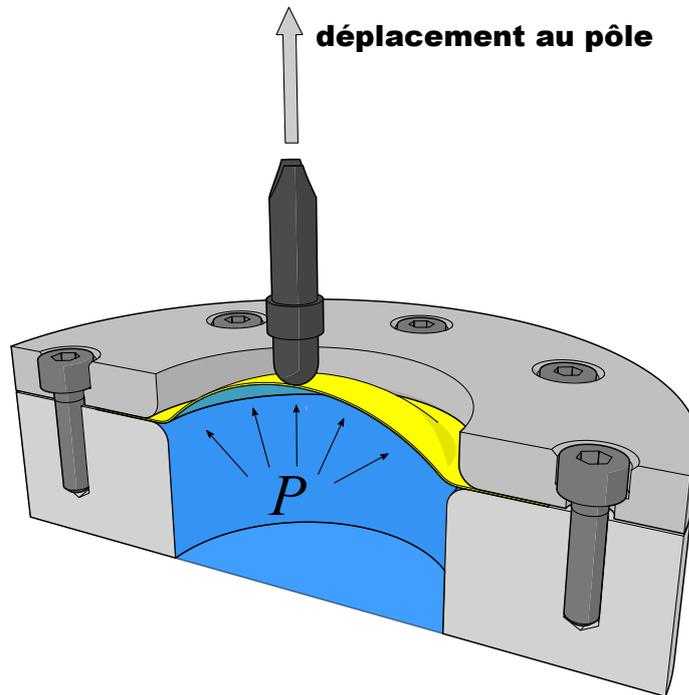


FIGURE 1.30 – Schéma de principe du dispositif du bulge test.

Pour réaliser cet essai, un disque de 11 cm de diamètre est prélevé dans les deux matériaux. La matrice est circulaire de diamètre 10 cm. Les éprouvettes sont sollicitées sous pression jusqu'à rupture comme représentées sur la Figure 1.31.

Le dépouillement s'opère en plusieurs phases. Tout d'abord on relève les données permettant de tracer les graphes de déplacement au pôle de l'hémisphère en fonction de la pression appliquée.

Sur la Figure 1.31, on observe que les éprouvettes ont rompu par éclatement localisé. Certaines éprouvettes font apparaître des stries sur le bord. Celles-ci sont dues au joint en caoutchouc situé entre la tôle et la matrice assurant l'étanchéité lors du gonflement entraînant une hétérogénéité du chargement et l'apparition de plis. Le serrage du flan dans les outils est ici essentiel.

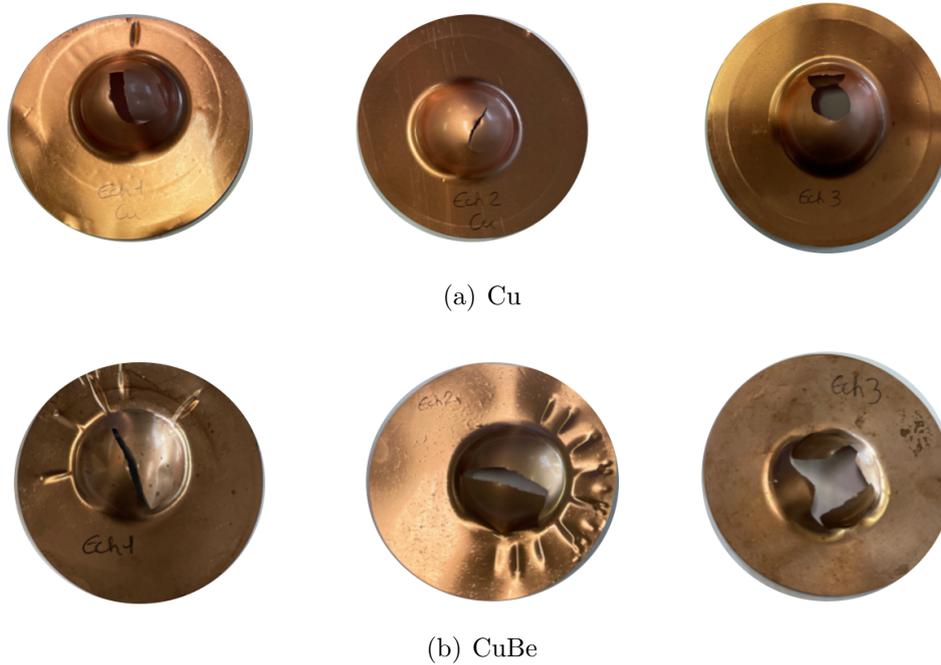


FIGURE 1.31 – Eprouvettes rompues après l’essai de gonflement hydraulique, (a) Cu, (b) CuBe.

La Figure 1.32 représente la pression en fonction du déplacement lors d’un essai. Tout d’abord, on remarque sur les deux graphes des discontinuités. Celles-ci sont dues au fait que la pression est injectée à l’aide d’une pompe manuelle et de manière discontinue entraînant un relâchement.

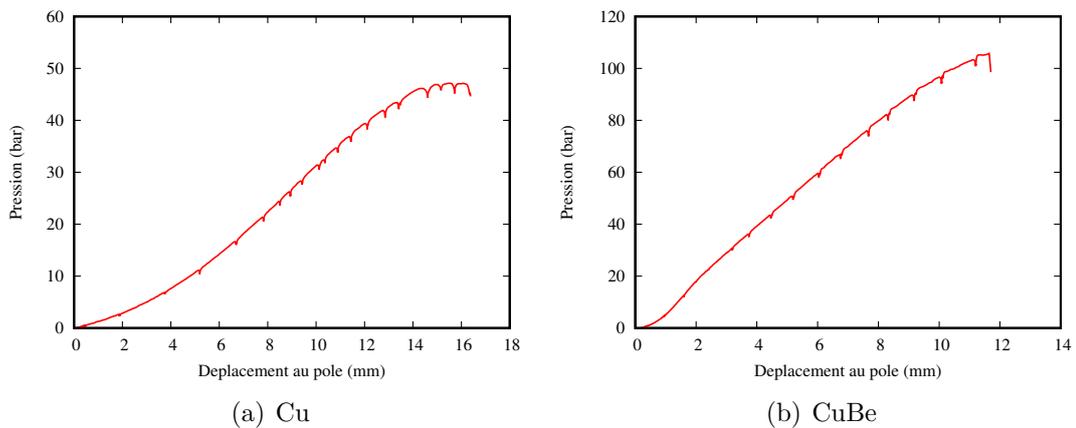


FIGURE 1.32 – Courbes pression-déplacement, (a) Cu, (b) CuBe

Une pression d'environ 50 bars est atteinte pour le Cu (Figure 1.32(a)) pour un déplacement au pôle de 15 mm avant la rupture. Concernant le CuBe (Figure 1.32(b)), le déplacement atteint est légèrement moins important mais la pression est deux fois plus importante, de l'ordre de 120 bars. Ces résultats montrent que le Cu est un matériau beaucoup plus mou que le CuBe.

La Figure 1.33 correspond aux courbes de contraintes-déformations en utilisant différentes combinaisons de modèle comme présentées dans le Tableau 1.4.

	Rayon de courbure	Épaisseur au pôle
Combinaison 1	Hill	Hill
Combinaison 2	Hill	Kruglov
Combinaison 3	Panknin	Kruglov

Tableau 1.4 – Combinaison de modèles analytiques pour arriver au graphe contrainte-déformation.

À première vue, on observe que les trois combinaisons donnent des résultats très différents. Ici l'hypothèse d'isotropie des déformations au pôle est faite i.e. $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy}$ c'est pourquoi les courbes associées à ces déformations se superposent. Tout d'abord on peut voir que les combinaisons 1 et 2 sont assez proches. Cependant, si l'on utilise le modèle de Hill pour calculer le rayon de courbure et l'épaisseur, on atteint des déformations beaucoup plus importantes pour les deux matériaux. Pour le Cu, les contraintes atteintes sont également plus importantes avec la combinaison 2. La combinaison 3 prenant en compte le rayon de courbure dans le calcul de la contrainte donne un résultat totalement différent pour les deux matériaux, i.e. des contraintes beaucoup plus grandes et des états de déformations moins importants.

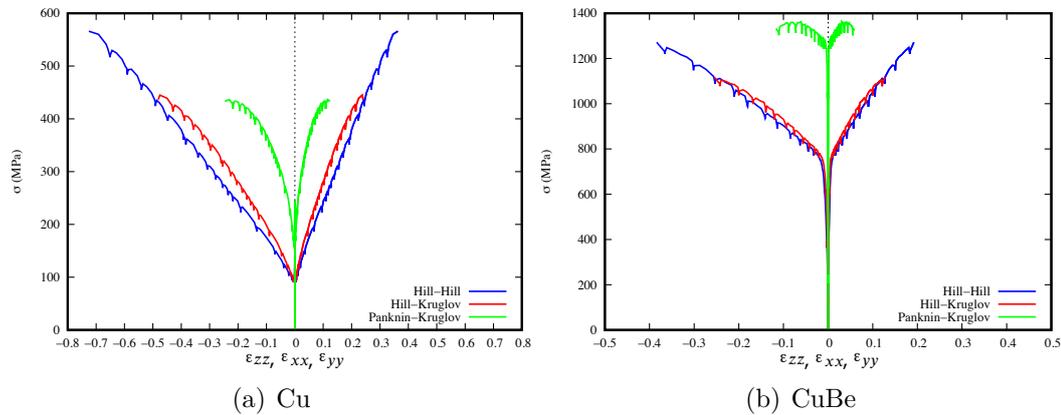


FIGURE 1.33 – Graphes contraintes-déformations pour différentes combinaisons de méthodes, (a) Cu, (b) CuBe.

Face à ces importantes différences, il est nécessaire de disposer d'un moyen de les discriminer. Pour cela, on propose par la suite de mener des simulations équivalentes de l'essai par la méthode des éléments finis. On pourra ainsi observer si le rayon de courbure de la matrice est un élément essentiel et non négligeable à prendre en compte. Différentes approches et modélisations sont présentées dans le chapitre 3.

1.4 Conclusion

Ce chapitre met en évidence les caractéristiques microstructurales et mécaniques des deux matériaux de cette étude. Tout d'abord, la caractérisation microstructurale amène à classer le cuivre dans la catégorie des tôles ultra-fines et le CuBe plutôt dans la catégorie des tôles minces. Les analyses des figures de pôles et des cartographies EBSD ont permis de faire des hypothèses sur le comportement mécanique qui ont toutes été vérifiées. Les caractérisations mécaniques donnent lieu à l'observation du comportement sous diverses sollicitations du cuivre pur et de l'alliage de cuivre béryllium. Deux tendances sont alors observées. Tout d'abord avec le cuivre pur, les essais de traction montrent une évolution de l'écrouissage selon une loi plutôt isotrope que ce soit au niveau des contraintes ou des déformations. Les essais de cisaillement monotones confirment cette tendance, en effet, les courbes à 0° /DL et 90° /DL se superposent. Les essais de cisaillement cycliques montrent quant à eux une dilatation du domaine élastique du Cu caractéristique d'un écrouissage isotrope. Dans un deuxième temps le CuBe montre un comportement assez différent par

rapport à celui du cuivre. En effet, lors des tests de traction, l'anisotropie est présente au niveau des contraintes mais également au niveau des déformations. Le cisaillement cyclique a mis en avant l'effet Bauschinger révélant un écrouissage cinématique / mixte prédominant. Tous ces essais serviront par la suite de base expérimentale d'identification lorsqu'une modélisation plus fine du comportement des matériaux sera proposée. Les essais de gonflement hydraulique quant à eux n'ont pas servi à mettre en avant des propriétés spécifiques mais donnent accès à des éléments complémentaires pour des chemins de déformation différents. Ils ne seront pas pris en compte dans la base de données expérimentale mais serviront de tests de validation pour la loi de comportement proposée lorsque l'essai sera complètement validé.

DÉTERMINATION DE LA LOI DE COMPOTEMENT

Le chapitre précédent a permis, après une large campagne expérimentale, d'observer un maximum de caractéristiques mécaniques sur les matériaux de cette étude soumis à différentes sollicitations. L'objectif de ce deuxième chapitre est de modéliser leur comportement élastoplastique anisotrope. Il se divise en plusieurs parties. Tout d'abord la description de deux propositions de lois de comportement : une utilisant la plasticité associée et l'autre le cadre de la plasticité non-associée. Ensuite l'identification des paramètres matériau de ces lois est réalisée en utilisant les données expérimentales. Pour cela un algorithme de minimisation basé sur celui de Levenberg-Marquardt et disponible dans le logiciel MIC2M [45-47] est utilisé. Dans un premier temps, tous les paramètres sont identifiés à partir des essais considérés homogènes en traction, cisaillement monotone et cisaillement cyclique. Dans un deuxième temps, des modèles éléments finis sont élaborés dans le but de se rapprocher au maximum des conditions réelles des essais expérimentaux de cisaillement. Pour cela, les lois de comportement sont implémentées dans les codes de calcul éléments finis Abaqus et Ansys à l'aide du logiciel MFront (<http://tfel.sourceforge.net>). Enfin, une étude de sensibilité est menée afin d'observer parmi les paramètres identifiés ceux dont l'influence est la plus importante sur chaque test expérimental considéré.

2.1 Étude bibliographique

Une propriété très présente lors de la mise en forme est l'anisotropie. Celle-ci est due à la microstructure et à la texture cristallographique des matériaux. Il existe deux types d'anisotropie, une anisotropie initiale issue de l'élaboration de la tôle et une anisotropie induite, résultante des effets de déformation lors des procédés de fabrication. Dès les premières étapes d'obtention des tôles minces, comme par exemple durant le laminage, une anisotropie initiale est observée.

Différents critères de plasticité anisotrope ont ainsi été proposés dans le cadre de la plasticité associée (associated flow rule : **AFR**). On retrouve les critères les plus connus comme ceux de Hill [48-50], Barlat et Lian 1989 [51], Hosford 1985 [52], Yoon 1999 [53], Banabic et al. [54, 55], Yoshida et al. 2013 [56], Aretz et al. 2008 [57]. La plasticité associée est employée depuis longtemps et arrive plutôt bien à répondre aux besoins. Elle permet de décrire à l'aide d'une même fonction la surface de charge et le potentiel plastique.

Ces différents modèles, dont notamment celui de Hill48 [48], ont cependant du mal à décrire correctement les matériaux ayant une forte anisotropie comme par exemple dans les alliages d'aluminium. Barlat 2003 [58] et Bron et Besson 2004 [30] développent alors des modèles dédiés à ce type d'alliage en prenant en compte la forte anisotropie initiale.

Une bonne prédiction du comportement est également liée à deux éléments essentiels : l'anisotropie et l'érouissage. Dans le cas des tôles minces et ultra-minces, la description des trajets de déformation est essentielle et résulte dans l'introduction d'érouissages complexes. On peut notamment rappeler l'importance de décrire l'effet Bauschinger [59] par utilisation d'un érouissage cinématique. Les premiers modèles d'érouissage cinématique linéaire sont proposés par Prager [60] et Ziegler [61] généralisant celui de Prager. On retrouve par la suite l'introduction d'un érouissage cinématique non linéaire par Armstrong et Frederik [62] encore très utilisé de nos jours. Quelques modèles prennent en compte à la fois les coefficients d'anisotropie ainsi que la partie cinématique présente dans l'érouissage. On peut citer l'exemple des modèles de Barlat [63-65]. On retrouve également les modèles de Cazacu et al. 2004 [66] disposant des effets de surfaces de charge ayant différentes limites ; Aretz et al. 2008 [57] avec un critère anisotrope utilisant l'érouissage ou encore Yoshida et al. 2015 [67] considérant l'effet Bauschinger. Wali et al. 2015 [68] proposent un modèle de plasticité associée avec érouissage isotrope et cinématique basé sur l'approche de Chaboche [69].

Badreddine et al. 2018 [70] étudient l'effet de l'érouissage cinématique non linéaire sur les paramètres d'anisotropie (coefficients de Lankford). Il est couplé à un érouissage isotrope non linéaire et un critère de Hill48 en plasticité associée. Ils analysent l'influence des paramètres sur un procédé de mise en forme et observent que l'érouissage cinématique a un impact important sur les coefficients d'anisotropie.

Lorsque l'anisotropie est trop importante, les critères quadratiques comme celui de Hill48 peuvent être insuffisants et ceux non quadratiques comme celui de Barlat 2003 [58] arrivent rapidement à un nombre de paramètres très important et à des difficultés d'identification. La plasticité non-associée (non-associated flow rule : **NAFR**) peut alors devenir une

alternative pour décrire correctement le comportement des matériaux lors de procédés de mise en forme plus complexes. On introduit alors deux fonctions : une fonction pour décrire la surface de charge et une pour décrire le potentiel plastique. De nombreux travaux comparent ainsi des modèles de plasticité associée et non-associée. Ces modèles sont le plus souvent dédiés à la mise en forme des métaux mais on en retrouve également des applications aux géo-matériaux par exemple comme dans les travaux de Zhou et al. 2021 [71] utilisant un modèle de plasticité non-associée avec un écrouissage isotrope.

On trouve tout d'abord la plasticité non-associée avec des critères isotropes. En effet, lors des chargements proportionnels, les matériaux adoptent souvent un comportement isotrope. Lee et al. 2017 [72] proposent un modèle de plasticité non-associée couplant un critère quadratique et non quadratique pour décrire l'écrouissage isotrope et la surface de charge. Ce modèle est calibré sur différents types de matériaux et il est observé qu'avec ce modèle de meilleures corrélations essais / modèles sont obtenues par rapport à d'autres modèles associés tels que Barlat 2003 [58]. Ce modèle est capable de suivre l'anisotropie de l'écrouissage. Quach et al. 2021 [73] utilisent un écrouissage isotrope de type Kim-Tuan 2018 [74] en plasticité non-associée pour un alliage d'aluminium avec un critère de Hill48 afin de prédire la rupture lors de la mise en forme. Une comparaison d'un modèle AFR et NAFR est réalisée et valide l'utilisation du modèle NAFR pour avoir une meilleure prédiction de la rupture, le modèle AFR surestimant les déformations. Kim et al. 2021 [75] utilisent un écrouissage de Kim-Tuan [74] en plasticité non-associée en testant différents critères tels que Hill48, Barlat Yld2000-2d, Yoshida06 pour la simulation d'expansion de trous sur des tôles en acier DP980. Ils comparent des modèles AFR et non AFR et confirment l'intérêt d'utiliser l'approche NAFR pour la description du comportement plastique. Ils mettent également en avant l'utilisation du critère non quadratique de Barlat 2003 [58] donnant de meilleurs résultats que les critères de Hill48 et Yoshida06. Bouhamed et al. 2021 [76] présentent un modèle de plasticité non-associée avec un critère de Hill48 et un écrouissage isotrope couplé à un critère de rupture pour prédire le comportement plastique d'un alliage d'aluminium. Hou et al. 2020 [77] proposent un modèle de plasticité non-associée isotrope selon Park et al. 2019 [78] avec plusieurs fonctions pour décrire l'anisotropie asymétrique de la fonction de charge sur des aciers et alliages d'aluminium. Le modèle reproduit bien le comportement en traction et compression. Park et al. 2019 [78] emploient un critère basé sur les travaux de Stoughton et Yoon 2009 [79] avec de la plasticité non-associée et l'ajout de deux termes supplémentaires en utilisant un écrouissage isotrope dans le but de reproduire l'effet d'anisotropie/asymétrie induit lors des trajets

de déformation appliqués. Le modèle donne de bons résultats pour différents niveaux de déformation, vitesse de déformation et température pour différents métaux.

Afin de mieux prendre en compte ces phénomènes d'asymétrie de surface de charge lors de chargements complexes, la prise en compte de l'érouissage cinématique dans les modèles est importante. Taherizadeh et al. 2015 [80] proposent un nouveau modèle basé sur la plasticité non-associée avec un critère de Hill48 prenant en compte l'érouissage cinématique pour représenter l'effet Baushinger. Ils mettent en avant le fait qu'une bonne description du potentiel plastique est primordiale pour avoir une bonne prédiction du retour élastique. Safaei et al. 2013 [81] énoncent un modèle de plasticité non-associée amélioré permettant de prendre en compte l'effet Bauschinger et de prédire avec précision l'érouissage lors de chargements cycliques en mixant l'érouissage isotrope et cinématique. Ce modèle est appliqué à la simulation d'emboutissage de tôles en aluminium. Ils comparent un modèle AFR et NAFR et observent que de meilleurs résultats sont obtenus avec le modèle NAFR et un critère de Barlat non quadratique. Ils mettent en avant le fait d'utiliser un érouissage mixte pour éviter de surestimer ou sous-estimer les courbes d'érouissage. Ghaei et al. 2015 [82] implémentent un modèle de plasticité non-associée dédié également à un alliage d'aluminium sur un procédé d'emboutissage. Une bonne correspondance est observée. Afin de prendre en compte au mieux l'évolution des coefficients d'anisotropie pendant la déformation plastique certains modèles sont évolutifs. On retrouve ce genre de modèles dans les travaux de Lian et al. 2018 [83] proposant un modèle de plasticité non-associée avec un critère de Hill48 dans le but d'étudier et de prédire les courbes limites de formage d'un acier. Un modèle évolutif en fonction de l'évolution des valeurs des coefficients d'anisotropie apporte des résultats beaucoup plus précis au niveau des déformations plastiques. Shen et al. 2021 [84] développent un modèle de plasticité non-associée avec un érouissage évolutif capable de prendre en compte à la fois l'érouissage anisotrope et les valeurs des coefficients d'anisotropie sur un acier. La rupture peut également être un élément important à considérer lors de la mise en forme. Pour éviter un grand nombre de tests expérimentaux la rupture peut être prise en compte dans la modélisation. Ghorbel et al. 2019 [85] présentent alors un modèle de plasticité non-associée avec un critère anisotrope de Hill48. Le modèle possède un érouissage mixte couplant de l'érouissage isotrope et cinématique prenant en compte l'endommagement avec un modèle isotrope. Des comparaisons entre des résultats expérimentaux et numériques de tests Erichsen sur un alliage d'acier sont faites valident le modèle.

Dans le cadre de cette thèse on souhaite modéliser le comportement de tôles ultra-fines pour

des procédés de micro-formage, la bibliographie étant assez rare sur l'utilisation d'approche NAFR sur des alliages cuivreux de faible épaisseur. On se propose alors de définir un modèle de comportement permettant de prendre en compte l'anisotropie plastique initiale et induite et différents types d'érouissage (isotrope, cinématique) dans le cadre de la plasticité non-associée. L'intérêt du modèle NAFR par rapport au modèle AFR sera également analysé.

2.2 Modélisation du comportement

Dans cette partie, deux modèles sont proposés et décrits pour permettre de représenter au mieux le comportement des matériaux étudiés dans le chapitre précédent : premièrement un modèle utilisant la plasticité associée, puis, un modèle se plaçant dans le cadre de la plasticité non-associée.

2.2.1 Formalisme thermodynamique

Sous l'hypothèse des petites déformations, le tenseur des déformations totales ε_{ij} est divisé en deux parties, une partie élastique ε_{ij}^e et une partie viscoplastique ε_{ij}^{vp} .

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^{vp} \quad (2.1)$$

Au vu des observations expérimentales du chapitre 1, la présence de différents types d'érouissages a été détectée. Un érouissage plutôt isotrope pour le cuivre pur et un érouissage cinématique pour le cuivre béryllium. On se place dans le cadre de la thermodynamique des processus irréversibles pour définir toutes les équations constitutives d'un modèle anisotrope élastoplastique sous les conditions isothermes [86]. Tous les phénomènes considérés sont représentés par une paire de variables thermodynamiques. Elles sont introduites dans le Tableau 2.1 suivant : (i) $(\varepsilon_{ij}^e, \varepsilon_{ij}^{vp}$ et $\sigma_{ij})$ représentent l'écoulement élastoviscoplastique ; (ii) $(r_1, R_1$ et $r_2, R_2)$ deux érouissages non linéaires isotropes de type Voce et (r_L, R_L) un érouissage isotrope linéaire ; (iii) $(\alpha_{ij}^1, X_{ij}^1$ et $\alpha_{ij}^2, X_{ij}^2)$ des érouissages non linéaires d'érouissage cinématique et $(\alpha_{ij}^L, X_{ij}^L)$ un érouissage cinématique linéaire.

Phénomène	Variables internes	Variables associées
Élastoplasticité	$\varepsilon_{ij}^e, \varepsilon_{ij}^{vp}$	$\sigma_{ij}, -\sigma_{ij}$
Écrouissage isotrope	r_1, r_2, r_L	R_1, R_2, R_L
Écrouissage cinématique	$\alpha_{ij}^1, \alpha_{ij}^2, \alpha_{ij}^L$	$X_{ij}^1, X_{ij}^2, X_{ij}^L$

Tableau 2.1 – Variables thermodynamiques.

La vérification de l'inégalité de Clausius-Duhem permet de définir les lois d'état. D'une part, la loi d'état reliant contraintes et déformations élastiques, soit :

$$\sigma_{ij} = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon_{ij}^e} \quad (2.2)$$

et d'autre part les lois reliant les variables forces associées aux variables internes. Ainsi l'écrouissage isotrope est décrit par :

$$R_1 = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial r_1} \quad (2.3)$$

$$R_2 = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial r_2} \quad (2.4)$$

$$R_L = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial r_L} \quad (2.5)$$

et l'écrouissage cinématique par :

$$X_{ij}^1 = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \alpha_{ij}^1} \quad (2.6)$$

$$X_{ij}^2 = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \alpha_{ij}^2} \quad (2.7)$$

$$X_{ij}^L = \rho \frac{\partial \Psi}{\partial \alpha_{ij}^L} \quad (2.8)$$

Où Ψ est le potentiel énergie libre spécifique et ρ la masse volumique. Pour décrire l'évolution des variables, un ou plusieurs potentiels de dissipation seront nécessaires.

2.2.2 Potentiel énergie libre

Afin de représenter au mieux les différents comportements observés expérimentalement et de pouvoir mixer les écrouissages, tout en restant dans le cadre de la thermodynamique, un terme $0 \leq k \leq 1$ est introduit. Il s'agit d'une fraction d'écrouissage cinématique. La forme suivante est proposée pour exprimer l'énergie libre spécifique Ψ :

$$\rho\Psi = \frac{1}{2}\varepsilon_{ij}^e C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^e + \frac{(1-k)}{2} \left[b_1 C_{s1} r_1^2 + b_2 C_{s2} r_2^2 + K_L r_L^2 \right] + \frac{k}{3} \left[C_{s1} b_1 \alpha_{ij}^1 \alpha_{ij}^1 + C_{s2} b_2 \alpha_{ij}^2 \alpha_{ij}^2 + K_L \alpha_{ij}^L \alpha_{ij}^L \right] \quad (2.9)$$

C_{ijkl} est le tenseur des complaisances élastiques dépendant dans le cas isotrope du module d'Young E et du coefficient de poisson ν . Il vient alors les lois d'état suivantes :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} : \varepsilon_{kl}^e \quad (2.10)$$

$$R_1 = (1-k)b_1 C_{s1} r_1 \quad (2.11)$$

$$R_2 = (1-k)b_2 C_{s2} r_2 \quad (2.12)$$

$$R_L = (1-k)K_L r_L \quad (2.13)$$

$$X_{ij}^1 = \frac{2k}{3} C_{s1} b_1 \alpha_{ij}^1 \quad (2.14)$$

$$X_{ij}^2 = \frac{2k}{3} C_{s2} b_2 \alpha_{ij}^2 \quad (2.15)$$

$$X_{ij}^L = \frac{2k}{3} K_L \alpha_{ij}^L \quad (2.16)$$

Les paramètres matériaux C_{s1} et C_{s2} correspondent à la saturation de l'écrouissage, b_1 et b_2 sont les coefficients déterminant la non-linéarité de l'écrouissage. K_L est un terme linéaire au niveau des deux écrouissages. La fraction d'écrouissage cinématique dépend de la valeur du terme k . Une valeur de $k = 1$ correspond à un cas purement cinématique (deux termes de type Armstrong Frederick [62] et un terme linéaire en reprenant la loi de Prager). Si $k = 0$ alors l'écrouissage est purement isotrope (deux termes non linéaires de type Voce plus l'ajout d'un terme linéaire).

2.2.3 Lois d'évolution en plasticité associée

Le potentiel de dissipation suivant est proposé dans le cadre de la viscoplasticité :

$$\Omega(f) = \frac{1}{n+1} \left(\frac{\langle f \rangle}{K} \right)^{n+1} \quad (2.17)$$

K et n sont des paramètres représentant la viscosité. $\langle \cdot \rangle$ sont les crochets de Macaulay pour décrire la fonction rampe :

$$\langle \bullet \rangle = \begin{cases} \bullet & \text{si } \bullet \geq 0 \\ 0 & \text{sinon} \end{cases}$$

f est une fonction décrivant la surface de charge et est alors définie par l'équation Eq. (2.18) avec σ_y la limite élastique en traction.

$$\begin{aligned} f = & \sqrt{(\sigma_{ij} - X_{ij}^1 - X_{ij}^2 - X_{ij}^L) H_{ijkl}^f (\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L) - (\sigma_y + R_1 + R_2 + R_L)} \\ & + \frac{1}{2(1-k)} \left[\frac{R_1^2}{C_{s1}} + \frac{R_2^2}{C_{s2}} \right] - \frac{(1-k)}{2} \left[b_1^2 C_{s1} r_1^2 + b_2^2 C_{s2} r_2^2 \right] \\ & + \frac{3}{4k} \left[\frac{X_{ij}^1 X_{ij}^1}{C_{s1}} + \frac{X_{ij}^2 X_{ij}^2}{C_{s2}} \right] - \frac{k}{3} \left[b_1^2 C_{s1} \alpha_{ij}^1 \alpha_{ij}^1 + b_2^2 C_{s2} \alpha_{ij}^2 \alpha_{ij}^2 \right] \end{aligned} \quad (2.18)$$

La plasticité associée est employée avec un critère de Hill48 [48]. Le critère de plasticité de Hill48 est retenu car il permet de prendre en compte l'anisotropie en utilisant un nombre de paramètres restreint. Le tenseur d'anisotropie H_{ijkl}^f dépend alors des variables $F_f, G_f, H_f, L_f, M_f, N_f$. Les lois d'évolution sont exprimées par rapport au potentiel décrivant la surface de charge $\Omega(f)$. L'évolution de l'écrouissage isotrope est ainsi décrite par :

$$\dot{r}_1 = -\frac{\partial \Omega(f)}{\partial R_1} = -\dot{p} \frac{\partial f}{\partial R_1} = \left[1 - \frac{R_1}{(1-k)C_{s1}} \right] \dot{p} \quad (2.19)$$

$$\dot{r}_2 = -\frac{\partial \Omega(f)}{\partial R_2} = -\dot{p} \frac{\partial f}{\partial R_2} = \left[1 - \frac{R_2}{(1-k)C_{s2}} \right] \dot{p} \quad (2.20)$$

$$\dot{r}_L = -\frac{\partial \Omega(f)}{\partial R_L} = -\dot{p} \frac{\partial f}{\partial R_L} = \dot{p} \quad (2.21)$$

et l'écroissance cinématique par :

$$\dot{\alpha}_{ij}^1 = -\frac{\partial\Omega(f)}{\partial X_{ij}^1} = -\dot{p}\frac{\partial f}{\partial X_{ij}^1} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} - b_1 X_{ij}^1 \dot{p} \quad (2.22)$$

$$\dot{\alpha}_{ij}^2 = -\frac{\partial\Omega(f)}{\partial X_{ij}^2} = -\dot{p}\frac{\partial f}{\partial X_{ij}^2} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} - b_2 X_{ij}^2 \dot{p} \quad (2.23)$$

$$\dot{\alpha}_{ij}^L = -\frac{\partial\Omega(f)}{\partial X_{ij}^L} = -\dot{p}\frac{\partial f}{\partial X_{ij}^L} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} \quad (2.24)$$

avec \dot{p} l'incrément de déformation viscoplastique cumulée défini par :

$$\dot{p} = \frac{\partial\Omega}{\partial f} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad (2.25)$$

La loi de normalité s'écrit alors :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \frac{\partial\Omega(f)}{\partial\sigma_{ij}} = \dot{p} H_{ijkl}^f \frac{\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L}{\sqrt{(\sigma_{ij} - X_{ij}^1 - X_{ij}^2 - X_{ij}^L)H_{ijkl}^f(\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L)}} \quad (2.26)$$

2.2.4 Lois d'évolution en plasticité non-associée

Parfois, les modèles de plasticité associée ne suffisent pas. En effet, ils n'offrent pas assez de flexibilité pour décrire correctement à la fois la surface de charge et le potentiel plastique. Dans le but d'obtenir un modèle plus précis tout en gardant des lois simples, il est possible d'utiliser la plasticité non-associée. Deux fonctions sont alors utilisées, une pour décrire le potentiel plastique et une autre pour décrire la surface de charge. De cette manière on peut contrôler à la fois l'anisotropie initiale et son évolution. Selon Safaei et al. [87], une fonction basée sur le critère de Hill48 peut être utilisée pour décrire séparément le potentiel d'anisotropie et la surface de charge et ainsi obtenir une meilleure description du comportement du matériau. Cardoso et al. [88] utilisent également un critère de Hill48 pour développer deux fonctions pouvant décrire correctement les valeurs des coefficients d'anisotropie r_α et la surface de charge simultanément. En plus de la fonction f décrivant la surface de charge une fonction supplémentaire g est alors utilisée afin de décrire l'écoulement plastique :

$$g = \sqrt{(\sigma_{ij} - X_{ij}^1 - X_{ij}^2 - X_{ij}^L)H_{ijkl}^g(\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L)}$$

$$-R_1 - R_2 - R_L + \frac{1}{2(1-k)} \left[\frac{R_1^2}{C_{s1}} + \frac{R_2^2}{C_{s2}} \right] + \frac{3}{4k} \left[\frac{X_{ij}^1 X_{ij}^1}{C_{s1}} + \frac{X_{ij}^2 X_{ij}^2}{C_{s2}} \right] \quad (2.27)$$

Le tenseur d'anisotropie H_{ijkl}^g étant le tenseur du quatrième ordre du critère de Hill48 est utilisé, il dépend alors des variables F_g, G_g, H_g, L_g, M_g et N_g .

En plasticité non-associée les lois ne sont plus dérivées par rapport à la surface de charge f mais par rapport à g . L'évolution de l'écouissage isotrope est ainsi décrite par :

$$\dot{r}_1 = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial R_1} = \left[1 - \frac{R_1}{(1-k)C_{s1}} \right] \dot{p} \quad (2.28)$$

$$\dot{r}_2 = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial R_2} = \left[1 - \frac{R_2}{(1-k)C_{s2}} \right] \dot{p} \quad (2.29)$$

$$\dot{r}_L = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial R_L} = \dot{p} \quad (2.30)$$

et l'évolution de l'écouissage cinématique par :

$$\dot{\alpha}_{ij}^1 = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial X_{ij}^1} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} - b_1 X_{ij}^1 \dot{p} \quad (2.31)$$

$$\dot{\alpha}_{ij}^2 = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial X_{ij}^2} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} - b_2 X_{ij}^2 \dot{p} \quad (2.32)$$

$$\dot{\alpha}_{ij}^L = -\dot{p} \frac{\partial g}{\partial X_{ij}^L} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} \quad (2.33)$$

La loi de normalité est alors exprimée en fonction du tenseur H_{ijkl}^g :

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{vp} = \dot{p} H_{ijkl}^g \frac{\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L}{\sqrt{(\sigma_{ij} - X_{ij}^1 - X_{ij}^2 - X_{ij}^L)H_{ijkl}^g(\sigma_{kl} - X_{kl}^1 - X_{kl}^2 - X_{kl}^L)}} \quad (2.34)$$

Où \dot{p} est donné par la relation définie par l'Eq. (2.25).

2.2.5 Identification des paramètres des lois AFR et NAFR

Dans cette partie les paramètres des lois (AFR et NAFR) sont identifiés et comparés. Les 9 tests expérimentaux utilisés pour l'identification sont répertoriés dans le Tableau 2.2. Il s'agit des tests de traction uni-axiale, des tests de cisaillement monotone et enfin des tests de cisaillement cyclique. Les résultats des identifications sont présentés dans le Tableau 2.3. Une méthode inverse est utilisée pour extraire les paramètres des lois à partir des résultats expérimentaux durant les tests de traction et cisaillement. Cette approche consiste à minimiser une fonction coût w en relation avec les paramètres du modèle θ :

(obs)	Matériau		Cu	CuBe
	Type de test			
1	Test de traction uni-axiale (3 orientations par rapport à la DL)		0°/DL	0°/DL
2			45°/DL	45°/DL
3			90°/DL	90°/DL
4	Test de cisaillement monotone (2 orientations par rapport à la DL)		0°/DL	0°/DL
5			90°/DL	90°/DL
6	Test de cisaillement cyclique (4 niveaux de déformation (%))		17% de 0°/DL	5% of 0°/DL
7			33% de 0°/DL	10% de 0°/DL
8			63% de 0°/DL	14% de 0°/DL
9			78% de 0°/DL	17% de 0°/DL

Tableau 2.2 – Récapitulatif des tests expérimentaux utilisés pour l'identification.

$$\hat{\theta} = \underset{\theta \in \Theta}{\operatorname{argmin}} w(\theta) \quad (2.35)$$

Où $\theta = (\theta_1, \dots, \theta_{n_p})$ est le vecteur des n_p paramètres inconnus.

Le but est de réduire l'écart entre les observations expérimentales y_m (m pour « mesurées ») et les résultats numériques y_c (c pour « calculés »). Les variables de cette fonction sont des contraintes et/ou des déformations adimensionnalisées par leur valeur maximale de l'observable (obs) considérée.

$$w(\theta) = \frac{1}{2} \sum_{obs=1}^n \left[\frac{1}{N^{(obs)} \max(y_m(t_i^{(obs)}))^2} \sum_{i=1}^{N^{(obs)}} \xi_i^{(obs)} \left[y_c^{(obs)}(\theta, t_i^{(obs)}) - y_m^{(obs)}(t_i^{(obs)}) \right]^2 \right] \quad (2.36)$$

Dans l'expression de la fonction coût (Eq. (2.36)), l'indice (*obs*) représente l'observable expérimentale considérée. Le temps d'acquisition $t_i^{(obs)}$ correspond au $i^{\text{ème}}$ point du $obs^{\text{ème}}$ observable. $N^{(obs)}$ correspond au nombre de points d'acquisition. $\xi_i^{(obs)}$ est un coefficient apportant plus de poids à certains points i de l'essai (*obs*) souhaité. Le problème de minimisation est résolu en utilisant un algorithme de type Levenberg-Marquardt implémentée dans le logiciel MIC2M (<http://www.mic2m.univ-fcomte.fr>). Pour l'identification des paramètres liés au cuivre pur, il est décidé de ne pas prendre en compte les points correspondants à des valeurs de déformation supérieures à 50%. En effet, au-delà de ces valeurs on ne peut plus se fier aux résultats expérimentaux obtenus par la corrélation d'images car les déformations sont trop importantes et endommagent les mouchetis déposés sur les éprouvettes. On préfère donc exclure ces valeurs des essais de cisaillement monotone et cyclique pour l'identification. Concernant le CuBe, il est défini de mettre du poids sur certaines zones stratégiques des courbes, i.e. au début de la zone de déformation plastique et sur la fin des courbes afin d'essayer de les décrire au mieux par la suite.

Les paramètres E et ν ne sont pas identifiés car ils ont été déterminés préalablement à l'aide des essais de traction. Le choix de fixer le paramètre K_L à 0 est fait car il a une faible influence. Les paramètres hors plan (L_f, M_f, L_g, M_g) ne sont pas identifiés et sont considérés comme constants et égaux aux valeurs isotropes tels que : $L_f = L_g = M_f = M_g = 1.5$. K et n sont des paramètres de viscosité et sont fixés à $K = 10$ MPa.s et $n = 10$. En utilisant ces valeurs, la viscosité est suffisamment faible pour ne pas avoir d'effet sur les réponses dans les 9 essais considérés.

i	Paramètres θ_i	AFR	NAFR	i	Paramètres θ_i	AFR	NAFR
1	σ_y (MPa)	63.9	61.7	1	σ_y (MPa)	646	628
2	F_f	0.51	0.35	2	F_f	0.42	0.01
3	G_f	0.56	0.21	3	G_f	0.67	0.25
4	N_f	1.45	1.71	4	N_f	2.00	2.61
5	C_{s1} (MPa)	109	57	5	C_{s1} (MPa)	328	302
6	b_1	15.5	32.7	6	b_1	6.45	13.8
7	C_{s2} (MPa)	191	226	7	C_{s2} (MPa)	116	116
8	b_2	2.41	4.63	8	b_2	103	297
9	k	0.18	0.15	9	k	0.99	0.99
10	F_g	-	0.44	10	F_g	-	0.40
11	G_g	-	0.57	11	G_g	-	0.67
12	N_g	-	1.32	12	N_g	-	1.70

(a) Cu

(b) CuBe

Tableau 2.3 – Paramètres matériaux identifiés pour les deux modèles (a) Cu, (b) CuBe en utilisant simultanément les données des 9 essais.

Les résultats de l'identification confirment les observations expérimentales. En effet, on remarque que le paramètre k , correspondant à une fraction d'écroissage cinématique, est égal à 0,18 pour le modèle AFR et 0,15 pour le modèle NAFR concernant le cuivre. Cela montre que le cuivre possède majoritairement de l'écroissage isotrope comme on a pu l'observer lors de la caractérisation expérimentale. En revanche, concernant le CuBe, que ce soit pour le modèle AFR ou NAFR on identifie un paramètre $k = 0,99$ dans les deux cas. Cela indique que le CuBe possède presque totalement de l'écroissage cinématique.

2.2.6 Comparaison AFR - NAFR

	\bar{r}			Δr			
	EXP	SIM	Erreur (%)	EXP	SIM	Erreur (%)	Erreur Abs
AFR	0.85	0.86	1%	0.07	-0.03	147%	0.1
NAFR	0.85	0.85	0%	0.07	0.05	28%	0.02

Tableau 2.4 – Comparaison des coefficients d’anisotropie plastique expérimentaux et numériques obtenus avec les modèles AFR et NAFR pour le cuivre.

La Figure 2.1 est une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques obtenus avec les modèles AFR et NAFR pour le cuivre. La Figure 2.1(a) représente les courbes d’écrouissage de traction, aucune des trois directions n’est bien décrite. Au contraire avec le modèle NAFR Figure 2.1(b) toutes les directions sont bien décrites. Les essais de cisaillement monotone sont représentés sur les Figure 2.1(c) et Figure 2.1(d). Il n’y a pas une grosse différence entre les deux modèles. La fin des courbes n’est pas bien décrite car comme mentionné précédemment le choix a été fait de ne pas prendre en compte les points supérieurs à 50% de déformation. Concernant les essais de cisaillement cyclique présentés, Figure 2.1(e) et Figure 2.1(f), comme pour les essais de cisaillement monotone il n’y a pas de différence notable.

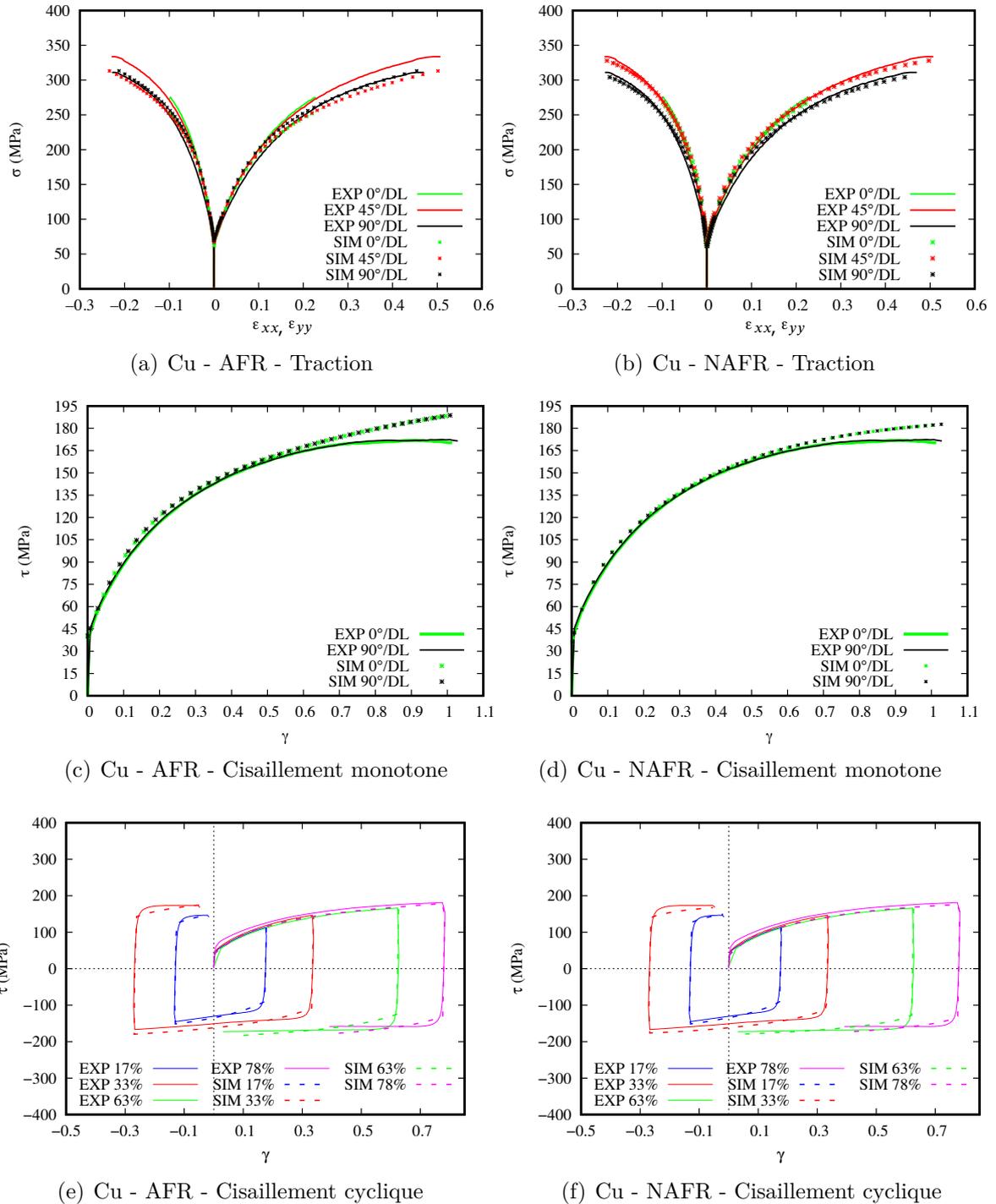


FIGURE 2.1 – Comparaison des modèles AFR et NAFR pour le Cu. (a),(b) traction ; (c),(d) cisaillement monotone ; (e),(f) cisaillement cyclique.

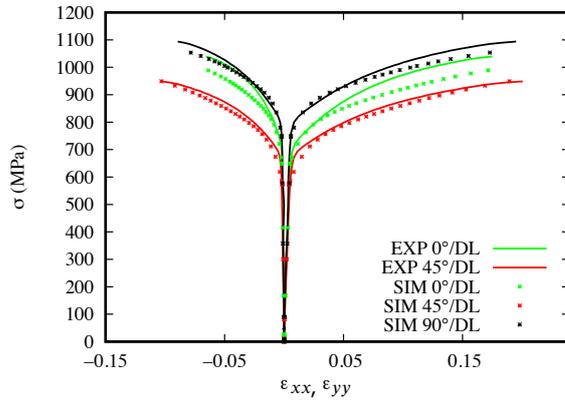
Le Tableau 2.4 compare les valeurs expérimentales des coefficients d'anisotropie plastique obtenues avec la caractérisation classique (**EXP**) et leurs valeurs numériques obtenues à l'aide des modèles AFR et NAFR (**SIM**). Concernant le cuivre, l'erreur de l'anisotropie moyenne est relativement faible pour les deux modèles. Cependant, l'erreur passe de 1% avec le modèle AFR à 0% avec le modèle NAFR ce qui représente parfaitement les résultats expérimentaux. En revanche pour le CuBe, l'erreur de l'anisotropie planaire avec le modèle AFR est très élevée (147%) et réduite à 28% grâce au modèle NAFR. L'erreur absolue peut également être calculée car avec les très petites valeurs de l'anisotropie planaire les erreurs paraissent très élevées.

La Figure 2.2 présente les comparaisons entre les résultats expérimentaux et numériques en utilisant les modèles AFR et NAFR du CuBe. En ce qui concerne les courbes d'érouissage en traction (Figure 2.2(a) et Figure 2.2(b)), une amélioration est observée avec le modèle NAFR, notamment pour la description de l'érouissage dans la DL. Une amélioration est également observée avec le modèle NAFR pour les courbes de cisaillement monotone (Figure 2.2(c) et Figure 2.2(d)), les courbes ne passent plus au-dessus des courbes expérimentales mais entre les deux orientations ce qui donne une meilleure valeur moyenne que le modèle AFR. Pour les essais de cisaillement cyclique (Figure 2.2(e) et Figure 2.2(f)), le modèle NAFR est légèrement meilleur notamment pour la description sur la fin du cycle à 17% de déformation.

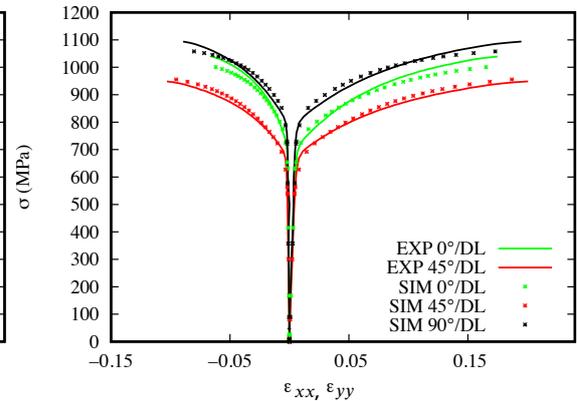
	\bar{r}			Δr			
	EXP	SIM	Erreur (%)	EXP	SIM	Erreur (%)	Erreur Abs
AFR	0.92	0.97	5.4%	-0.37	-0.52	40.5%	0.15
NAFR	0.92	0.90	2.2%	-0.37	-0.33	10.8%	0.04

Tableau 2.5 – Comparaison des coefficients d'anisotropie plastique expérimentaux et numériques obtenus avec les modèles AFR et NAFR pour le CuBe.

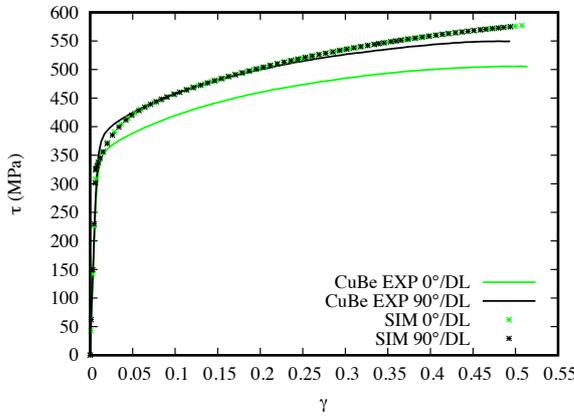
Le Tableau 2.5 compare les valeurs des coefficients d'anisotropie numériques et expérimentaux pour le CuBe. Comme pour le Cu une bonne amélioration est obtenue grâce au modèle NAFR. L'erreur est divisée par deux concernant l'anisotropie moyenne \bar{r} et par quatre pour l'anisotropie planaire Δr .



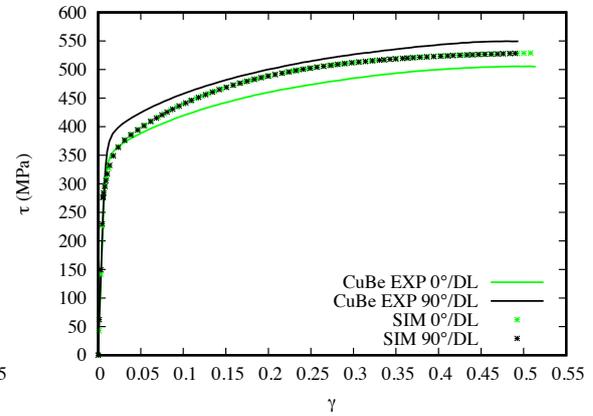
(a) CuBe - AFR - Traction



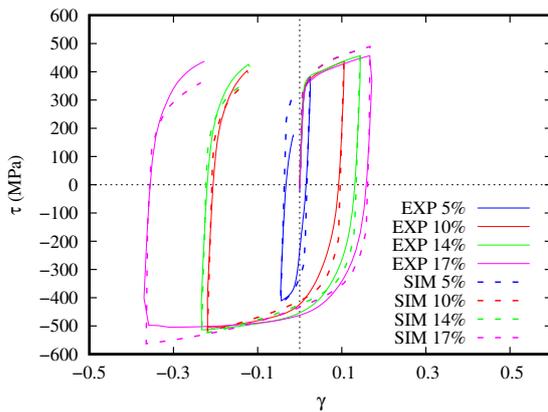
(b) CuBe - NAFR - Traction



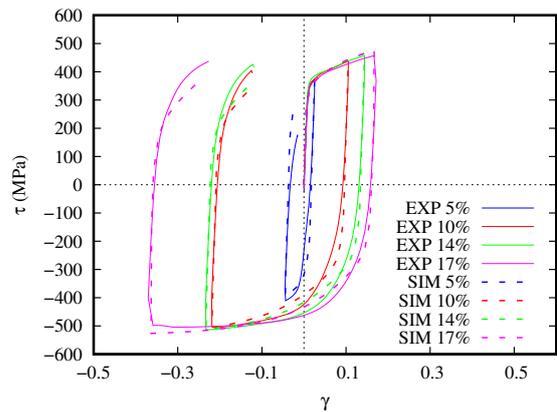
(c) CuBe - AFR - Cisaillement monotone



(d) CuBe - NAFR - Cisaillement monotone



(e) CuBe - AFR - Cisaillement cyclique



(f) CuBe - NAFR - Cisaillement cyclique

FIGURE 2.2 – Comparaison des modèles AFR et NAFR pour le CuBe. (a),(b) traction ; (c),(d) cisaillement monotone ; (e),(f) cisaillement cyclique.

Pour conclure cette partie, on peut montrer la pertinence d'utiliser le modèle NAFR par rapport à la plasticité associée. À l'aide du paramètre k permettant de mixer les écrouissages cinématique et isotrope, le modèle est capable de représenter le comportement de deux matériaux dont les propriétés mécaniques sont très différentes. Ce modèle peut donc être utilisé pour représenter le comportement de tout un panel d'alliage cuivreux.

2.3 Simulation des essais à l'aide d'un code éléments finis

Dans la section précédente, les paramètres matériau ont été identifiés pour les deux lois (AFR et NAFR). Les tests de traction, de cisaillement monotone et de cisaillement cyclique ont ainsi été simulés en considérant un élément de volume représentatif (VER). La question peut alors se poser de la suffisance d'un VER pour représenter les différents essais expérimentaux. Une première possibilité est alors de simuler ces essais à l'aide d'un logiciel éléments finis (EF) sur une éprouvette entière. Afin de pouvoir simuler les essais avec un logiciel EF, il est nécessaire d'implémenter les lois de comportement proposées précédemment dans un code de calcul. Le logiciel MFront (<http://tfel.sourceforge.net>) permet de générer des lois utilisateurs (UMAT) pour différents logiciels EF comme Ansys ou Abaqus. Avant toute chose, il est primordial de valider l'implémentation de la loi entre les différentes interfaces utilisées. Le logiciel MFront permet également à l'aide de son module MTEST de simuler les essais sur un point d'intégration menant à comparer les simulations de traction uni-axiale et de cisaillement entre MIC2M (qui a permis l'identification des paramètres du VER) et MFront (qui génère la UMAT pour le logiciel EF).

2.3.1 Validation de l'implémentation de la loi de comportement

Pour valider l'implémentation de la loi, on se sert du module MTEST disponible dans MFront, permettant de simuler les essais sur un point matériel comme le fait MIC2M. On peut ainsi comparer directement les résultats numériques et valider l'implémentation de la loi que l'on utilisera dans le logiciel EF. Dans les deux logiciels, la déformation longitudinale ε_{xx} est imposée pour simuler les essais de traction. Concernant les essais de cisaillement, la distorsion d'angle $\gamma = 2\varepsilon_{xy}$ est imposée.

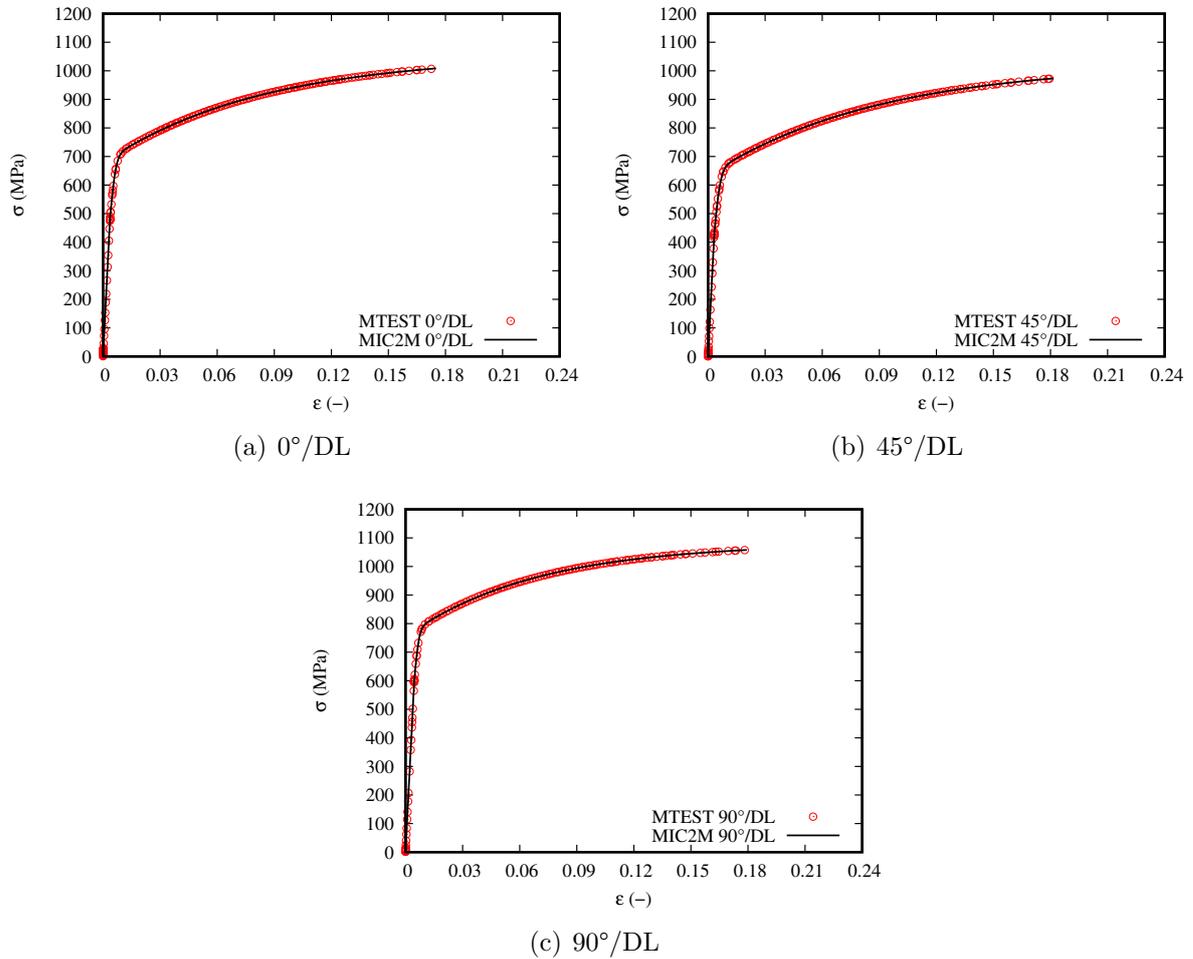


FIGURE 2.3 – Comparaisons des simulations de essais de traction avec MIC2M et MTEST pour les 3 orientations par rapport à la DL dans le cas du CuBe avec le modèle NAFR.

Les Figure 2.3 et Figure 2.4 comparent les courbes de contraintes / déformations obtenues après simulation des essais de traction et cisaillement avec les différents logiciels pour un même jeu de paramètres. Le modèle NAFR est utilisé avec les paramètres du cuivre béryllium. La Figure 2.3 compare les simulations des essais de traction uni-axiaux simulés avec MIC2M et MTEST pour les trois orientations par rapport à la direction de laminage. Les courbes sont parfaitement superposées, validant l'implémentation de la loi de comportement.

La Figure 2.4 présente les courbes d'écroutissage pour l'essai de cisaillement monotone à 0°/DL et 90°/DL. Les courbes se superposent et ces résultats valident également la loi implémentée dans MFront. Elle est donc utilisable dans un code EF pour simuler de façon

plus réaliste les essais de traction et de cisaillement.

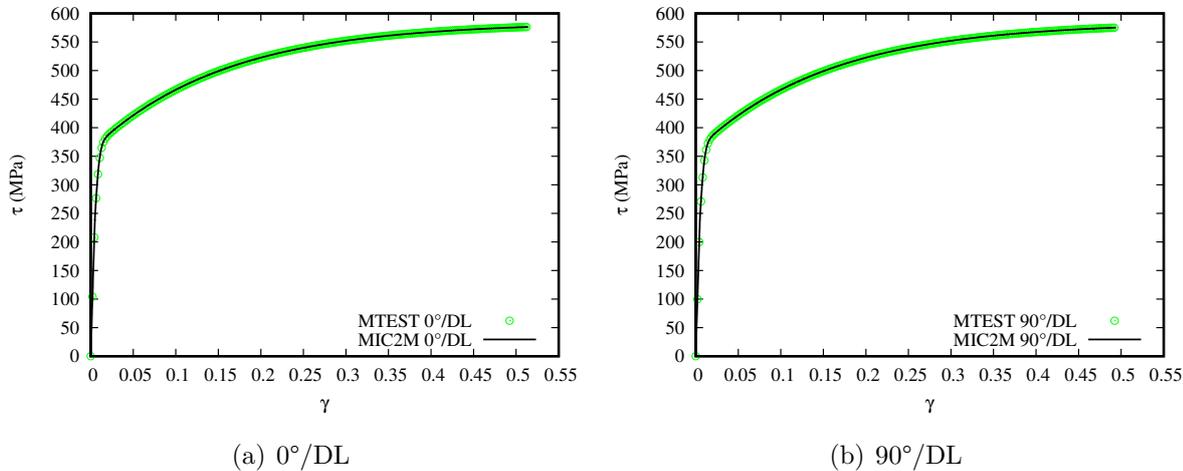


FIGURE 2.4 – Comparaison des simulations des essais de cisaillement avec MIC2M et MTEST pour les 2 orientations /DL dans le cas du CuBe avec le modèle NAFR.

2.3.2 Simulation de l'essai de glissement

L'implémentation numérique de la loi dans MFront étant validée, il est maintenant possible d'utiliser la UMAT dans un code par éléments finis pour simuler un essai. Dans cette section, l'essai de cisaillement expérimental est reproduit sur un logiciel éléments finis (Abaqus standard) afin d'observer les phénomènes présents durant le test. En effet, précédemment l'hypothèse du cisaillement pur a été faite, c'est à dire que toutes les contraintes exceptées celles de cisaillement σ_{xy} dans le plan XY sont nulles.

Pour reproduire l'essai de glissement simple, la géométrie de l'éprouvette expérimentale est simulée. Seule la partie libre est prise en compte, les parties fixées dans les mors ne sont pas considérées. Concernant les conditions limites, tous les déplacements sont bloqués sur un bord pour reproduire le mors fixe. Le déplacement est imposé sur le bord opposé dans une direction tout en bloquant les deux autres (Figure 2.5). Toutes les grandeurs numériques (contraintes et déformations) sont issues d'une moyenne des éléments présents dans la zone centrale, Figure 2.6, de l'éprouvette. De cette manière on reproduit la moyenne effectuée par le logiciel de corrélation d'images fournissant les résultats expérimentaux. Une zone centrale est gardée pour éviter les effets de bords.

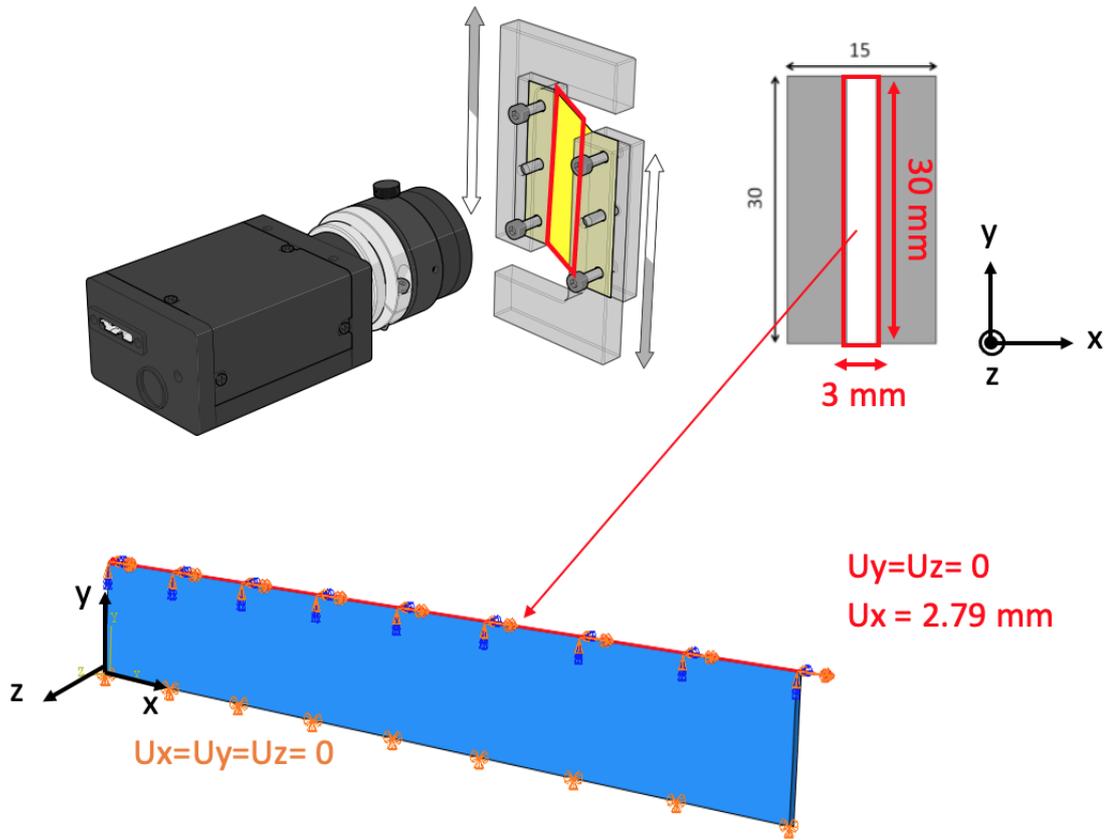
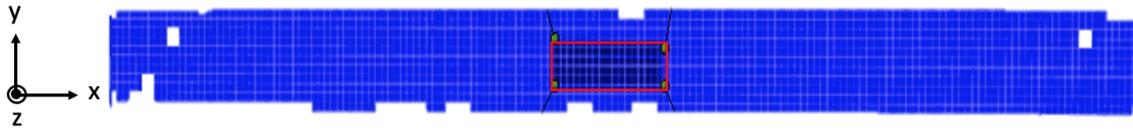


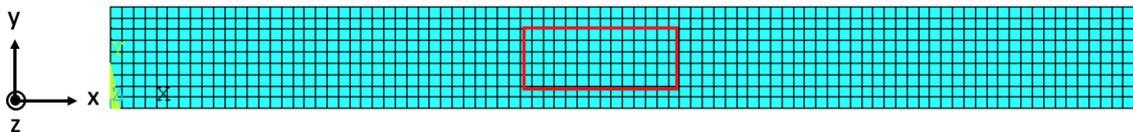
FIGURE 2.5 – Conditions limites appliquées pour la simulation de l'essai de glissement.

Tout d'abord il est intéressant d'observer le champ des contraintes obtenus après la simulation de l'essai de glissement. En effet, s'il s'agit bien d'un essai de cisaillement pur alors toutes les composantes exceptée la contrainte de cisaillement σ_{xy} dans le plan XY devraient être nulles. Cet essai est ainsi simulé avec le modèle NAFR et les paramètres identifiés précédemment (Tableau 2.3). Les résultats des simulations de glissement sont présentés sur la Figure 2.7. La Figure 2.7(c) représente l'essai de glissement à $0^\circ/\text{DL}$ du CuBe. Toutes les contraintes hors celles de cisaillement dans le plan ne sont pas nulles. En effet, les contraintes principales σ_{xx} et σ_{yy} sont d'une valeur d'à peu près 20% par rapport à la contrainte de cisaillement σ_{xy} maximale ce qui n'est pas du tout négligeable. Cet essai ne peut donc pas être considéré comme un essai de cisaillement pur comme nous en faisons l'hypothèse avec le VER. Concernant l'essai à $90^\circ/\text{DL}$ (Figure 2.7(d)), il est observé cette fois-ci que toutes les autres contraintes hors celles de cisaillement σ_{xy} sont quasi nulles donc négligeables. Cet essai se rapproche donc plus des hypothèses utilisées pour l'identification

avec le VER. Concernant le cuivre, que ce soit pour l'essai à $0^\circ/\text{DL}$ (Figure 2.7(a)) ou l'essai à $90^\circ/\text{DL}$ (Figure 2.7(b)), on constate une présence non négligeable des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} , ce qui montre que cet essai n'est pas assimilable à du cisaillement pur.



(a) Maillage du logiciel Aramis (90 éléments)



(b) Maillage utilisé pour la simulation (70 éléments)

FIGURE 2.6 – Maillages et zones utilisés sur lesquelles sont moyennées les grandeurs.

L'étude du champ des contraintes montre tout d'abord que les deux matériaux n'adoptent pas le même comportement. En effet, concernant le cuivre, que ce soit à $0^\circ/\text{DL}$ ou à $90^\circ/\text{DL}$ on observe la présence des contraintes σ_{xx} et σ_{yy} en plus de la contrainte de cisaillement σ_{xy} . Le fait d'obtenir un comportement à peu près similaire pour les deux orientations découle du fait que le cuivre est isotrope comme on a pu le voir lors de la caractérisation expérimentale. Concernant le CuBe on retrouve cette fois-ci des réponses différentes selon l'orientation simulée. Or, les essais de traction expérimentaux ont montré que le CuBe possède un comportement anisotrope, c'est pourquoi les simulations sont différentes. L'analyse du champ des contraintes permet également de se rendre compte qu'excepté l'essai à $90^\circ/\text{DL}$ du CuBe les autres essais ne représentent pas du cisaillement simple comme on en fait l'hypothèse lors de l'identification des paramètres à l'aide des simulations sur le VER. Il faut alors effectuer plusieurs tests afin de voir si l'on peut se permettre de garder les hypothèses du glissement simple sur un VER pour l'identification. Pour cela, on peut dans un premier temps simplement simuler les essais de glissement avec le modèle EF afin d'observer si les réponses obtenues sont différentes des simulations sur le VER.

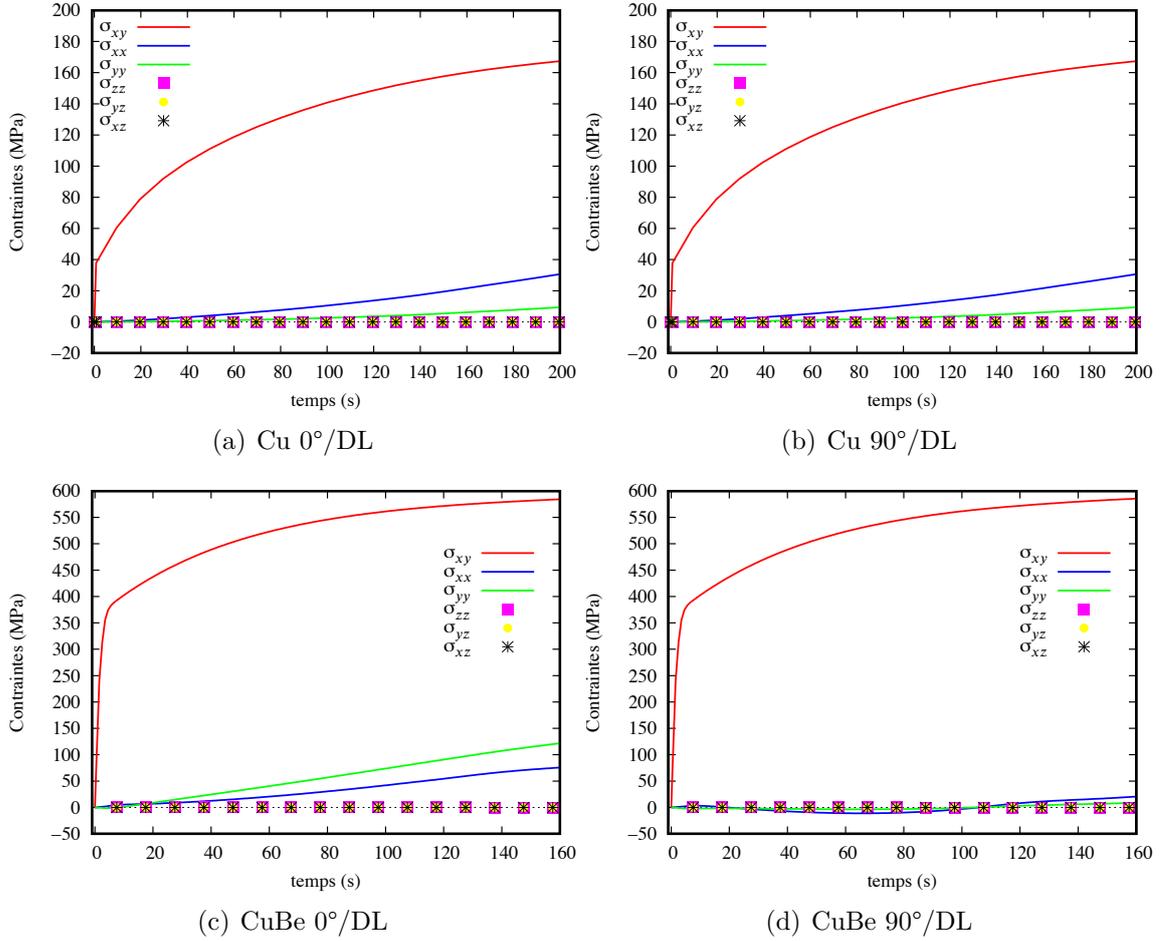
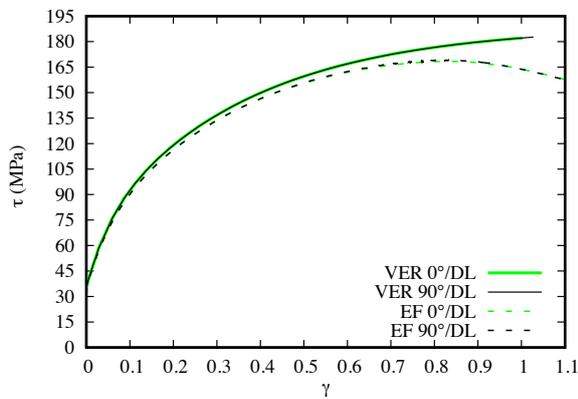


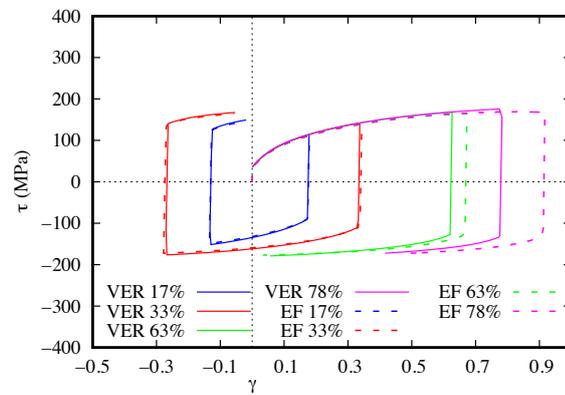
FIGURE 2.7 – Champ des contraintes obtenus après simulation de l’essai de glissement pour les deux orientations et pour les deux matériaux.

La Figure 2.8 compare alors les simulations des essais de cisaillement sur un volume élémentaire représentatif (VER) et celles par éléments finis (EF) sur l’éprouvette entière de Cu et de CuBe. Les essais de cisaillement monotone et de cisaillement cyclique sont simulés pour le Cu et le CuBe. Concernant le Cu, on observe qu’à partir d’une déformation dépassant 50% les résultats numériques ne sont plus en accord avec les résultats expérimentaux. Ceci peut s’expliquer par le fait que, lors de l’identification des paramètres, les points correspondants aux déformations supérieures à 50% ne sont pas pris en compte. La loi ne peut donc pas reproduire correctement ces déformations. En revanche toutes les autres parties des courbes sont superposées. Concernant le CuBe, que l’on simule sur un VER ou avec l’essai de glissement par éléments finis les résultats sont quasiment les mêmes.

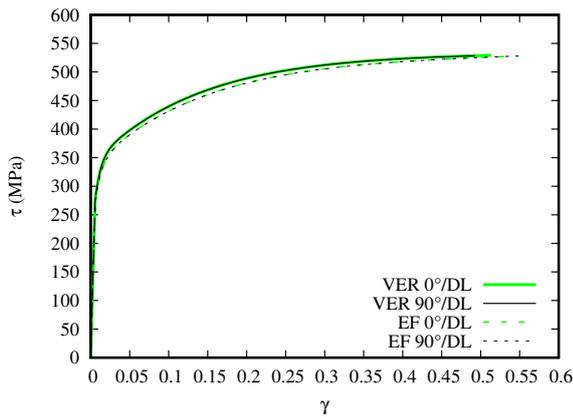
Le résultat des simulations montre que la simulation EF n'apporte rien de plus que celle sur le VER. En effet, que ce soit pour le cuivre ou le cuivre béryllium, du moment que l'on ne dépasse pas 50% de déformation, on obtient des résultats équivalents. Les différences obtenues au niveau des simulations EF au-delà des 50% de déformation sont probablement un effet de structure (flambage de l'éprouvette, striction, endommagement) qu'un VER ne peut capter. Ce premier test permet de valider le fait que l'on peut garder les simulations sur un VER pour représenter les essais.



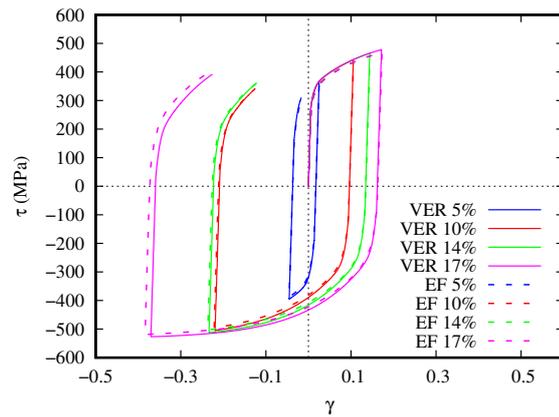
(a) Cu - cisaillement monotone - NAFR



(b) Cu - cisaillement cyclique - NAFR



(c) CuBe - cisaillement monotone - NAFR



(d) CuBe - cisaillement cyclique - NAFR

FIGURE 2.8 – Comparaisons des simulations obtenues avec un VER et un modèle EF pour le Cu (a), (b) et le CuBe (c), (d).

2.4 Analyse de sensibilité aux paramètres

À la suite des identifications, une étude est menée pour quantifier les sensibilités δ du modèle de simulation aux paramètres $\theta_k (k = 1, \dots, n_p)$, i.e. les n_p paramètres des observations. Les sensibilités sont toutes normées afin de pouvoir effectuer les comparaisons. Une sensibilité scalaire est définie à chaque paramètre θ_k à partir de la norme quadratique (Eq. (2.37)).

$$\delta_k = \sum_{obs=1}^n \frac{\theta_k}{max(y_c^{(obs)})} \sqrt{\frac{1}{N^{(obs)}} \sum_{i=1}^{N^{(obs)}} \xi_i^{(obs)} \frac{\partial y_c^{(obs)}(\theta, t_i^{(obs)})}{\partial \theta_k}} \quad (2.37)$$

avec :

$$\|\delta\| = \sqrt{\sum_{k=1}^{n_p} \delta_k^2} \quad (2.38)$$

L'étude est réalisée de deux manières. Tout d'abord par catégories d'essais, afin d'observer quel test semble important dans la détermination de paramètres précis. Dans un second temps, tous les essais de la base d'identification sont pris en compte en même temps. Les paramètres analysés sont ceux identifiés avec les simulations sur le VER du Tableau 2.3. La Figure 2.9 montre l'analyse de sensibilité par type d'essais. L'étude est réalisée pour les deux modèles, AFR et NAFR, ainsi que pour les deux matériaux. L'influence de chaque test sur les différents paramètres est analysée dans le but d'évaluer l'intérêt des tests réalisés lors de la campagne expérimentale. On retrouve ainsi les essais de traction uni-axiale, les essais de cisaillement monotone et enfin les essais de cisaillement cyclique. À première vue, il est observé que les coefficients de Hill F_f et G_f , pour le modèle AFR et F_f , G_f , F_g et G_g pour le modèle NAFR sont exclusivement sensibles aux essais de traction. Les coefficients de cisaillement N_g et N_f en revanche sont également sensibles aux essais de cisaillement. Concernant le cuivre, on remarque que le coefficient d'écroutissage k est seulement sensible aux essais de cisaillement cyclique. Pour le CuBe, les trois essais ont de l'influence, cela veut dire que l'on active des phénomènes liés à l'écroutissage cinématique et/ ou isotrope en chargement monotone.

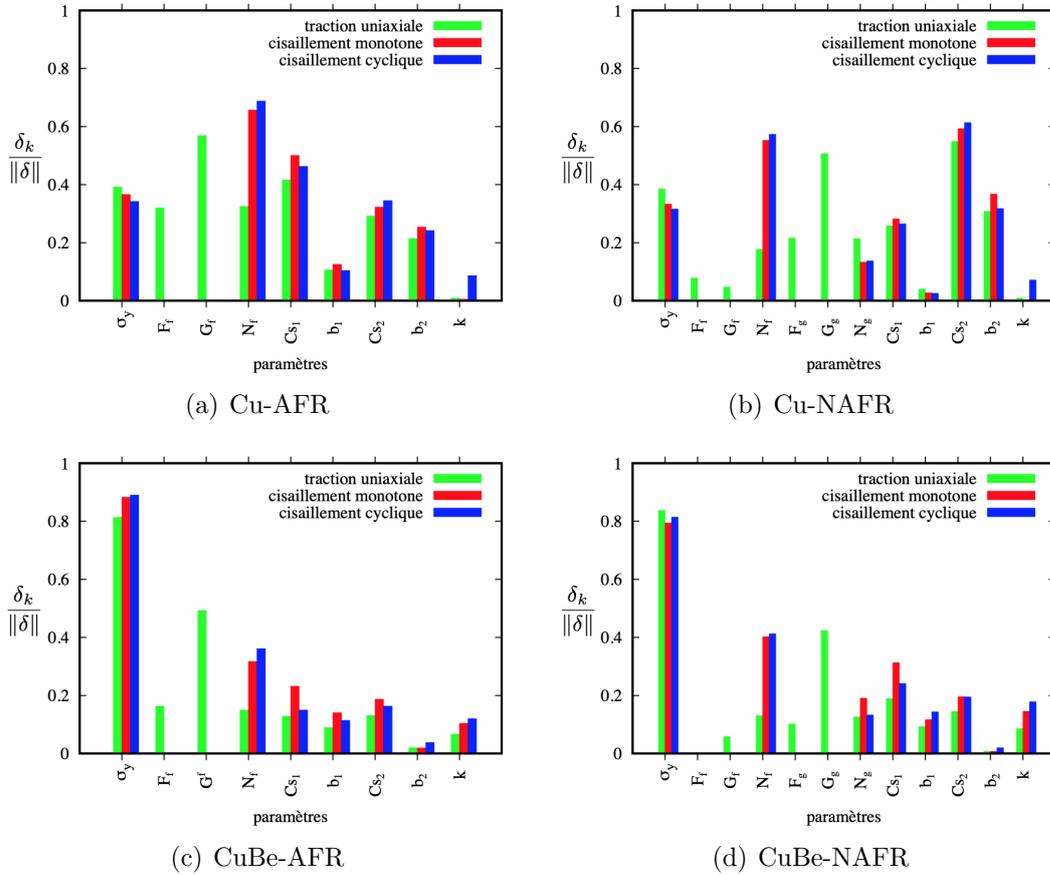


FIGURE 2.9 – Influence des paramètres par catégorie d’essais pour les modèles AFR / NAFR et pour les deux matériaux Cu / CuBe.

Sur la Figure 2.10, tous les tests de la base de données sont pris en compte en même temps pour l’étude de sensibilité. Concernant le Cu (Figure 2.10(a)), pour le modèle AFR le paramètre ayant le plus d’influence est le coefficient de Hill contrôlant le cisaillement dans le plan N_f , son influence est cependant assez proche d’autres paramètres contrôlant l’écrouissage (σ_y , C_{S1} , C_{S2} , b_2). La même chose est observée pour le modèle NAFR, les paramètres étant liés à l’écrouissage sont prédominants mis à part b_1 . Concernant le CuBe (Figure 2.10(c) et Figure 2.10(d)), il est clairement observé que le paramètre ayant le plus de poids est la limite élastique σ_y pour les deux modèles. Avec le modèle NAFR, F_f est complètement non influent et b_2 est également très faible. Les autres paramètres sont à peu près au même niveau.

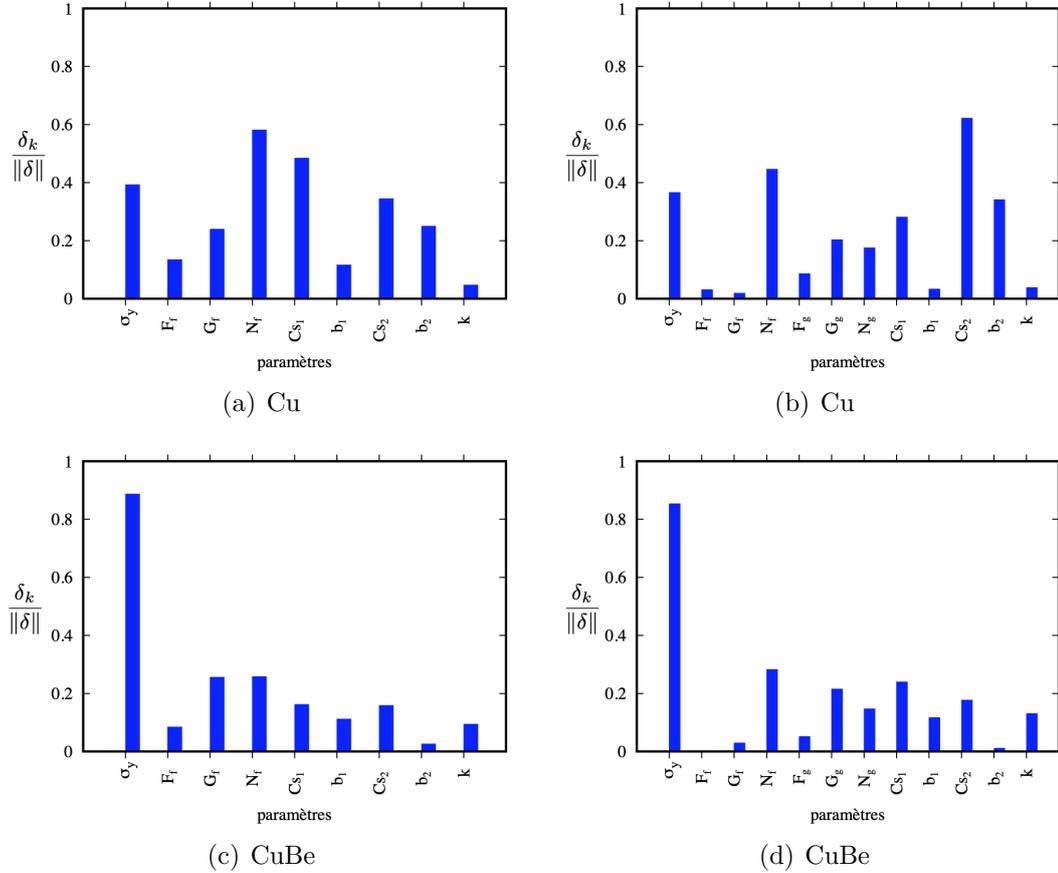


FIGURE 2.10 – Influence des paramètres lorsque tous les tests sont combinés pour les modèles AFR / NAFR et pour les deux matériaux Cu / CuBe.

Cette analyse de sensibilité met en avant le fait que les trois types d'essais sont nécessaires pour identifier l'intégralité des paramètres des deux matériaux. En effet, les essais de traction sont les seuls à permettre l'identification des coefficients de Hill F_f, G_f, F_g et G_g . Les essais de cisaillement ont une grande part dans l'identification du coefficient de cisaillement de Hill N_g et N_f . Enfin concernant le cuivre, seuls les essais de cisaillement cyclique pourraient être suffisants pour identifier la fraction d'érouissage k . Cette analyse est un premier pas vers une conception optimale numérique des essais basée sur l'identifiabilité paramétrique. Concernant les paramètres des modèles on peut voir que pour le CuBe par exemple le paramètre F_g dans le modèle NAFR n'a pas du tout d'influence, tout comme b_2 . On pourrait alors s'en affranchir.

2.5 Conclusion

Deux lois ont été déterminées et comparées lors de ce deuxième chapitre dans le but de reproduire au mieux le comportement des matériaux étudiés lors de la campagne expérimentale du premier chapitre. Une loi utilisant la plasticité associée et une autre utilisant la plasticité non-associée. Afin de représenter au mieux les différents comportements observés et de pouvoir mixer les écrouissages isotrope et cinématique, tout en restant dans le cadre de la thermodynamique. Une fraction d'écrouissage cinématique est introduite à l'aide d'une variable scalaire. Deux jeux de paramètres ont été identifiés à l'aide d'un algorithme de minimisation en utilisant dans la base de données expérimentales les essais de traction, de cisaillement monotone et de cisaillement cyclique étudiés précédemment. Toutes les simulations permettant l'identification sont effectuées sur un VER. À l'issue des simulations des différents essais, le modèle NAFR fournit de meilleurs résultats. On observe notamment des erreurs réduites de moitié en utilisant le modèle NAFR plutôt que le modèle AFR pour les coefficients d'anisotropie. Dans un second temps, on s'interroge sur la pertinence d'utiliser des simulations sur un VER notamment pour représenter les essais de cisaillement. Ces essais sont alors simulés sur une éprouvette entière en utilisant un logiciel éléments finis. En étudiant le champ des contraintes on se rend compte dans un premier temps que les deux matériaux adoptent un comportement différent selon les orientations simulées et que seul l'essai à 90° /DL du CuBe est réellement du cisaillement simple. Ces résultats permettent de s'interroger sur la pertinence d'utiliser un VER pour la simulation des essais ainsi que pour l'identification des paramètres de ces derniers. En comparant les simulations effectuées avec le VER et le modèle EF on se rend compte qu'il n'y a pas vraiment de différences. Enfin, une analyse de sensibilité est menée pour observer l'influence des paramètres dans les simulations des différents essais. Cette étude permet à terme d'optimiser les essais à réaliser et les paramètres essentiels à identifier pour reproduire correctement les essais expérimentaux tout en gagnant du temps d'identification. Pour conclure ce chapitre, on peut montrer la pertinence d'utiliser un modèle NAFR. En effet, une meilleure corrélation simulations / expériences est obtenue. L'identification des paramètres suivie des simulations utilisant ces différents paramètres amènent à la conclusion que l'identification avec un VER est suffisante et efficace. On pourrait également s'appuyer sur les résultats des analyses de sensibilité pour optimiser les prochaines identifications, i.e. d'utiliser par exemple seulement les essais de cisaillement cyclique si l'on cherche à identifier la part d'écrouissage cinématique k du cuivre. Il serait

également possible de tester l'identification à partir d'autres modèles de comportement pour comparer les résultats à ceux de notre modèle actuel.

ÉTUDE DE PROCÉDÉS DE MICRO-FORMAGE

Le chapitre précédent a contribué au développement de lois de comportement (AFR et NAFR) adaptées aux matériaux étudiés ainsi que l'identification des paramètres matériaux associés. À l'issue des comparaisons entre les deux modèles, que ce soit graphiquement, ou au niveau des valeurs des coefficients d'anisotropie, le modèle NAFR est retenu. Le but de ce dernier chapitre est d'étudier des procédés de micro-formage complexes et de les simuler. Ce chapitre est divisé en trois parties correspondant chacune à l'étude d'un procédé différent. L'implémentation du modèle proposé dans le chapitre précédent ayant pris du temps, les deux premiers procédés sont simulés avec un modèle utilisant la plasticité non-associée et un écrouissage isotrope. Ces résultats justifient le développement du modèle proposé dans le chapitre 2 prenant en compte un écrouissage mixte.

Tout d'abord, une étude est menée sur un procédé de micro-formage incrémental mono-point (micro Single Point Incremental Forming process : μ SPIF) durant lequel une pyramide à base carrée est construite incrémentalement. Différents paramètres comme la stratégie de formage, le matériau des matrices ou encore des paramètres liés au process sont étudiés. Ces pyramides sont ensuite contrôlées par tomographie aux rayons X afin d'accéder aux dimensions des profils d'épaisseur obtenus après la mise en forme. Des simulations sont faites et les grandeurs comme la force de formage ou les profils de forme et d'épaisseur sont comparés aux résultats expérimentaux.

Dans un second temps, le procédé de cintrage / pliage d'une fourchette utilisée dans un mécanisme horloger est simulé. Un banc expérimental a spécialement été développé dans le but de reproduire les chemins de déformations subis par la pièce lors de sa mise en forme. Tout comme pour le formage incrémental le composant horloger est contrôlé par tomographie aux rayons X dans le but de comparer les profils de forme et d'épaisseur obtenus. L'effet du retour élastique est notamment observé.

Enfin les essais de gonflement hydraulique étudiés dans le premier chapitre sont simulés

à l'aide du modèle développé dans le second chapitre. La campagne expérimentale est présentée dans le premier chapitre. Dans ce chapitre, la simulation du procédé est analysée. Les essais sont tout d'abord simulés sur un VER en utilisant les paramètres matériau identifiés dans le deuxième chapitre. On pourra alors déterminer si l'un des modèles proposés se rapproche de ceux obtenus avec notre modèle. Une simulation par la méthode des éléments finis est ensuite effectuée de sorte à confirmer les grandeurs numériques obtenues.

3.1 Étude bibliographique

Tous les composants, outils ou objets passent forcément par une phase de mise en forme lors de leur fabrication. Quatre grandes catégories de procédés de fabrication sont ainsi dénombrées :

- **les procédés par enlèvement de matière** comprenant le fraisage, le tournage, le perçage ou encore l'électroérosion ;
- **les procédés par déformation plastique** comme l'emboutissage, le pliage, le matriçage, le formage incrémental ou encore le laminage ;
- **les procédés par assemblage** comme le soudage ou le collage ;
- **les procédés par ajout de matière** telle que la fabrication additive ou l'injection plastique.

Tous ces procédés se retrouvent dans des industries fabriquant des pièces ou des composants à l'échelle macroscopique comme dans les industries aéronautiques, automobiles, ou encore ferroviaires. La miniaturisation des composants étant devenue très présente, ces procédés se retrouvent alors sous l'appellation de procédés de micro-fabrication (micro-fraisage, micro-tournage, micro-formage incrémental, ...). Comme exposé très largement lors du premier chapitre, le fait de diminuer la taille des composants rend plus difficile l'étude du comportement, celui-ci étant une conséquence de la taille et du nombre de grains présents dans l'épaisseur. La contrainte d'écoulement est une des propriétés les plus affectées.

Pour éviter un coût en matière, en tests expérimentaux et en temps, beaucoup d'auteurs ont alors cherché à optimiser ces procédés en faisant des études expérimentales et en proposant des modèles numériques équivalents. On se focalise ici sur les procédés de micro-formage. Concernant les procédés par enlèvement de matière beaucoup d'études portent ainsi sur le procédé de micro-fraisage. Ce procédé permet de réaliser des opérations et des formes

complexes de haute précision. Les problématiques de coupe des matériaux sont encore présentes, de nombreuses études visent à comprendre la coupe à cette échelle et à optimiser les performances associées. Ding et al. 2022 [89] proposent un algorithme optimisant les paramètres de coupe, ceux-ci étant très importants pour avoir un procédé efficace. De bons résultats sont obtenus permettant un gain de temps et de ce fait de coût. Deng et al. 2022 [90] étudient la formation de bavures dues au micro-fraisage sur du cuivre. Ils étudient notamment la vitesse d'avance et de broche afin de minimiser les bavures. Lange et al. 2022 [91] analysent pour leur part numériquement les différentes interactions entre le procédé, la machine et les outils et concluent que les interactions entre l'outil et la tôle sont les plus importantes à prendre en compte pour optimiser le procédé. La déformation plastique est également un procédé très utilisé pour obtenir la forme finale de la pièce souhaitée. On retrouve ainsi le procédé d'estampage qui est un procédé peu coûteux [92]. Zhang et al. 2022 [93] analysent les modèles de rupture lors du micro-emboutissage de tôles en acier. Ils observent que celles-ci sont déclenchées par des strictiones et ruptures localisées à des endroits bien précis des canaux. Un modèle 2D combinant l'hypothèse des contraintes planes et les courbes limites de formage permet de prédire correctement les déformations à condition que le profil et la position réelle de l'outil soient bien pris en compte. Enfin selon l'étude de Merklein et al. 2012 [94], les procédés par déformation plastique en volume (forgeage) peuvent produire des pièces complexes et fonctionnelles de haute qualité. Les procédés utilisant l'ablation laser sont également employés pour mettre en forme les tôles comme l'étudient Wang et al. 2021 [95] avec le micro-formage par choc laser d'un alliage d'aluminium. Ils comparent les similitudes et les différences entre deux modèles numériques et trouvent que le modèle SPH-FE (smooth particle dynamics and finite element coupling) donne de meilleurs résultats modèle/expérience pour de grandes et complexes déformations. Sun et al. 2022 [96] effectuent des recherches sur l'amélioration de la micro-formabilité à haute vitesse de déformation sur du laiton. Un procédé innovant consistant à usiner la matière à l'aide d'un laser-assisté par courant pulsé est proposé. Il est constaté que le pré-traitement par courant pulsé peut encore améliorer la micro-formabilité des matériaux, raffiner les grains, et réduire le taux d'évolution de la densité de la texture de surface.

Les travaux de cette thèse portant sur le formage incrémental mono-point qui fait l'objet de la section suivante.

Dans le cadre de ces travaux de thèse, on se focalise sur les procédés de micro-formage et dans un premier temps, on s'intéresse au procédé de micro-formage incrémental. Ce

procédé peu coûteux permet de réaliser à court terme de petites séries ou encore d'obtenir des prototypes uniques et particuliers. On retrouve beaucoup de procédés dans le domaine du micro-formage incrémental. Attanasio et al. 2008 [97] étudient le procédé de formage incrémental à deux points (TPIF). Le but de l'étude est l'optimisation de la trajectoire de l'outil de manière à reproduire un composant automobile avec la meilleure précision dimensionnelle, la meilleure qualité de surface et un amincissement très faible au niveau de l'épaisseur de la tôle. Ils concluent que la profondeur de passe est un élément essentiel à prendre en compte pour y parvenir. Le procédé de formage incrémental double-points est également une solution [98, 99]. Il s'agit d'utiliser un outil de support supplémentaire sur l'autre côté de la pièce, de cette manière une meilleure stabilité est obtenue lors de la déformation. Moser et al. 2021 [100] proposent un modèle par éléments finis permettant de simuler fidèlement ce procédé. Le but du travail est d'incorporer les effets de la machine de sorte à améliorer la précision des résultats. Ils arrivent à de bonnes corrélations modèle / expériences. Pour s'affranchir des problèmes de frottement de l'outil sur la tôle, Shi et al. 2019 [101] étudient le micro-formage incrémental par jet d'eau comme une alternative au micro formage incrémental conventionnel. Ils concluent qu'une trajectoire de l'outil très précise est primordiale pour obtenir une précision importante. La pression du fluide joue également un rôle très important dans le processus de déformation. Un phénomène de flambage est présent alors qu'on ne le retrouve pas à l'échelle macroscopique. Pour plus d'informations sur les méthodes existantes Li et al. 2017 [102] proposent une revue très complète des différents procédés de formage incrémental.

3.2 Procédé de micro-formage incrémental mono-point

On s'intéresse ici au procédé de micro-formage incrémental mono-point. Ce procédé consiste à déformer localement dans les trois directions de l'espace une tôle située entre deux matrices avec un outil à bout hémisphérique, cet outil possédant des dimensions très petites par rapport à la tôle. Il permet d'accéder à des états de déformation plus grands et plus complexes que lors des tests classiques. Jeswiet et al. 2005 [103] ont déterminés des déformations pouvant aller jusqu'à 300%. Le formage incrémental a tout d'abord été breveté par Leszak [104] en 1967, et s'est avéré être adopté par Kitazawa et al. 1995[105] pour la mise en forme de pièces cylindriques et symétriques en aluminium. Au début du XXI -ème siècle, le formage incrémental a beaucoup attiré l'attention des chercheurs. Plusieurs études ont ainsi été menées pour étudier l'influence des différents paramètres

du procédé [106, 107], la précision géométrique [108-110] l'effort de formage [111-113] et sur la formabilité des matériaux [114-116]. Kumar et al. 2022 [117] étudient un modèle de rupture basé sur celui de Lemaitre pour prédire la rupture lors du formage incrémental de tôles d'aluminium. En effet, ils indiquent que la plus grosse limite du formage incrémental est liée à la rupture. Ils forment alors des cônes avec différents angles d'attaque pour étudier la rupture et arrivent à la prédire avec une erreur de moins de 5% par rapport aux tests expérimentaux. On retrouve dans les travaux de Ramzi et al. 2013 [118] une étude expérimentale sur le procédé de formage incrémental mono-point sur des tôles ultra-minces en cuivre. Le but est d'étudier l'influence de la taille de grains sur les efforts de formage. Une loi de comportement utilisant un écrouissage isotrope est proposée pour simuler le procédé ainsi qu'un modèle analytique permettant de représenter l'évolution des forces de formage durant le procédé. Les résultats montrent que plus le ratio de l'épaisseur de la tôle sur la taille des grains diminue plus la limite élastique, la force de traction ainsi que la ductilité diminuent elles aussi. On remarque également que plus ce ratio diminue plus la formabilité de la tôle se détériore. Esmailpour et al. 2021 [119] proposent un modèle de plasticité cristalline pour prendre en compte le phénomène de cisaillement que l'on peut retrouver durant la mise en forme. De bonnes corrélations modèle / expériences sont retrouvées en utilisant des modèles de Taylor et Hill48 pour calibrer la surface de charge. Said et al. 2017 [120] proposent un modèle d'endommagement basé sur celui de Lemaitre utilisant le critère de Hill48 et un écrouissage mixte. Ce modèle d'écrouissage représente mieux l'endommagement et le profil d'épaisseur qu'un modèle utilisant seulement un écrouissage isotrope. Cependant, le modèle ne réussit pas à prédire correctement la rupture observée expérimentalement. Song et al. 2018 [121] enquêtent sur les mécanismes de déformation lors du μ SPIF de tôles en alliage d'aluminium de 38,1 μm à 50,8 μm d'épaisseur. Les résultats montrent que l'angle d'approche pour le formage a un impact direct sur la formabilité du matériau. Un modèle par éléments finis représentant tout le process est alors développé et arrive à décrire avec précision la forme et le profil d'épaisseur des pièces formées avec un temps de calculs très correct. Muthusamy et al. 2018 [122] analysent quant à eux la formabilité de tôles en acier de 40 μm d'épaisseur lors du μ SPIF et observent que la force de formage diminue lorsque la vitesse de l'outil augmente. Le processus est suffisamment abouti pour produire des pyramides à micro-échelle avec des limites de formage plus élevées que le formage conventionnel. Thibaud et al. 2012 [123] créent une toolbox pour simuler le μ SPIF d'une pyramide en cuivre de 0,2 mm d'épaisseur. Des études expérimentales ont été faites préalablement pour valider les approches à suivre. Le modèle prédit correctement le

comportement dont le retour élastique. Le modèle considère un algorithme explicite et une loi élastoplastique avec un écrouissage isotrope non-linéaire. De bonnes corrélations modèle / expériences sont obtenues concernant l'évolution du profil d'épaisseur et de la force de formage. Enfin Hapsari et al. 2017 [124] utilisent le SPIF comme un outil d'identification des paramètres matériau de tôles fines en cuivre. Ils identifient ainsi les paramètres d'un modèle d'endommagement de Lemaître et valident cette méthode en comparant les résultats numériques aux résultats expérimentaux. Pour plus d'informations sur ce procédé Behera et al. 2017 [125] en font une revue complète.

3.2.1 Campagne expérimentale μ SPIF

Dans cette section, une campagne expérimentale est menée sur le procédé de micro-formage incrémental mono-point sur les deux matériaux de l'étude, i.e. le cuivre pur et l'alliage de cuivre béryllium. À partir d'une tôle de faible épaisseur, une pyramide à base carrée est formée incrémentalement avec une hauteur de passe et une vitesse d'avance définie par un outil à bout hémisphérique déformant localement le matériau. Un dispositif est spécifiquement instrumenté de manière à recueillir les efforts de formage nécessaires pour former la pyramide.



FIGURE 3.1 – Dispositif du test de micro-formage incrémental instrumenté.

En premier lieu, une étude sur la trajectoire est faite. Deux stratégies de trajectoires sont testées, une avec des incréments constants en Z et l'autre avec un trajet hélicoïdal (Figure 3.4). L'impact de la lubrification et de la vitesse de rotation de l'outil lors du procédé est également observé. Une analyse sur le matériau des matrices maintenant la tôle est ensuite menée afin d'en étudier l'influence, notamment sur la force de formage. Enfin les pyramides

sont analysées par tomographie X afin d’observer leurs profils de forme et d’épaisseur.

Principe du montage

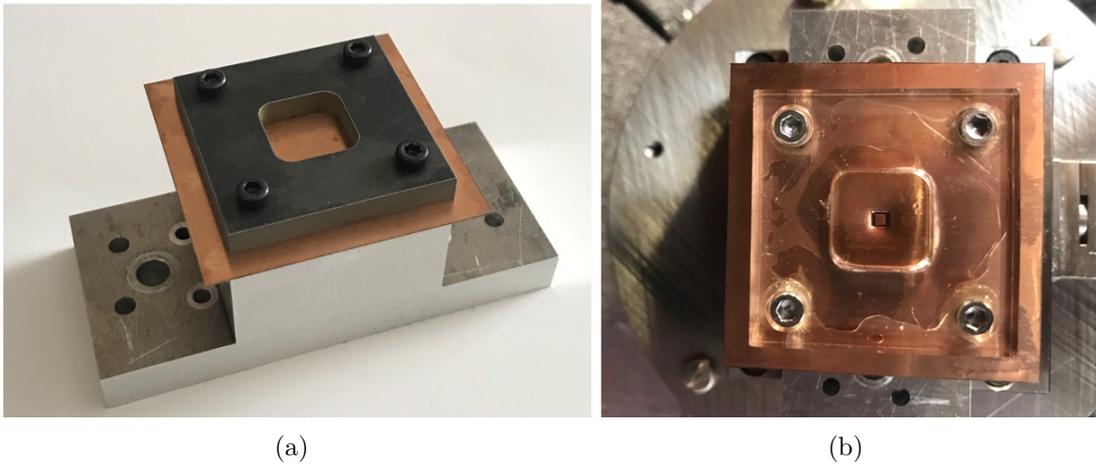


FIGURE 3.2 – Montage du test de micro-formage incrémental.

Le montage de micro-formage incrémental (Figure 3.1 et Figure 3.2) est composé d’un support fixe, de deux matrices carrées, d’une tôle fixée entre ces deux matrices par des vis et enfin d’un outil de formage ayant un rayon de 0,5 mm. La lubrification entre l’interface tôle/outil est assurée par un mélange huile/eau facilitant la mise en forme. L’outil se déplace à une vitesse constante de 500 mm/min avec une vitesse de rotation variant de 500 à 1000 tr/min. Une micro-fraiseuse CNC 3 axes (KERN) est utilisée pour la mise en forme de la pièce. La force de formage F_{exp} est acquise en continu à l’aide d’un dynamomètre 4 axes.

Les grandeurs de la pyramide formée sont présentées sur la Figure 3.3(a) et détaillées dans le Tableau 3.1 :

L_1 (mm)	L_2 (mm)	l_1 (mm)	l_2 (mm)	H (mm)	R(mm)	α (°)
50	50	3	3	0.8	0.5	30

Tableau 3.1 – Dimensions de la pyramide à base carrée.

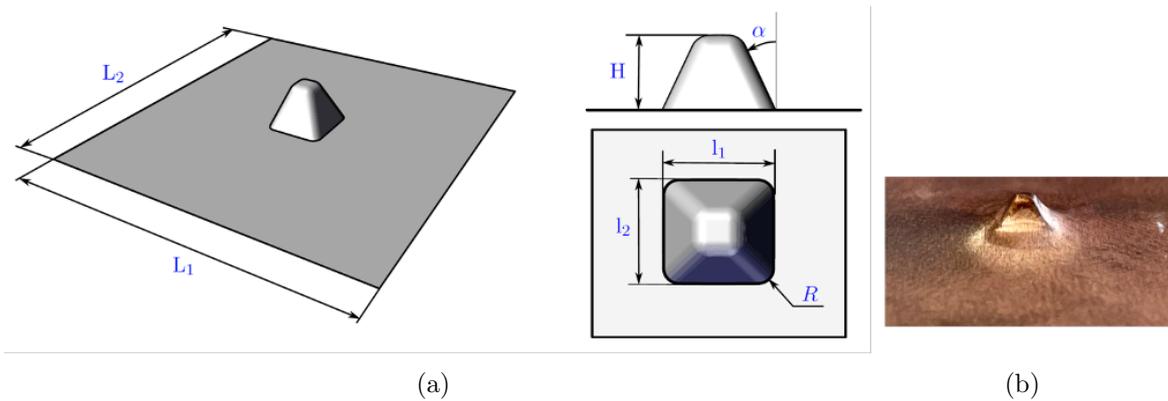


FIGURE 3.3 – (a) Dimensions de la pyramide formée incrémentalement, (b) pyramide obtenue avec une stratégie en incréments en Z sur du cuivre pur.

3.2.2 Étude de différentes stratégies de formage

Différentes stratégies de formage peuvent être employées pour obtenir la forme finale d'une pièce. Ici, deux stratégies de formage sont utilisées pour former les pyramides (Figure 3.4). Il s'agit d'une approche discontinue avec un incrément constant en Z (Figure 3.4(a)) et d'une approche de type hélicoïdale (Figure 3.4(b)).

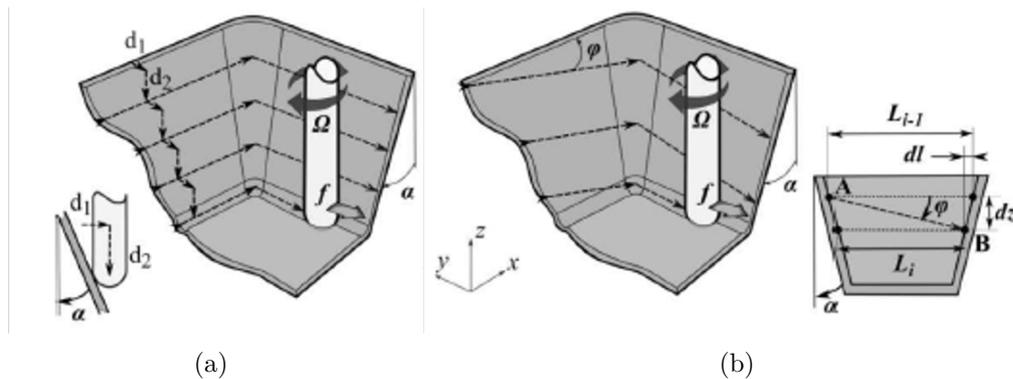


FIGURE 3.4 – Différentes stratégies de formage (a) incrément constant en Z, (b) hélicoïdale, d'après Hmida 2014 [126].

La Figure 3.5 présente une comparaison des efforts de formage nécessaires pour les deux stratégies entre le Cu et le CuBe. Sur ces figures, différentes tailles d'incrément sont testées pour les deux stratégies. Il en ressort que quelque soit la stratégie utilisée, plus l'incrément

de déformation augmente plus la force de formage augmente. Ici Z et h correspondent à des hauteurs d'incrément.

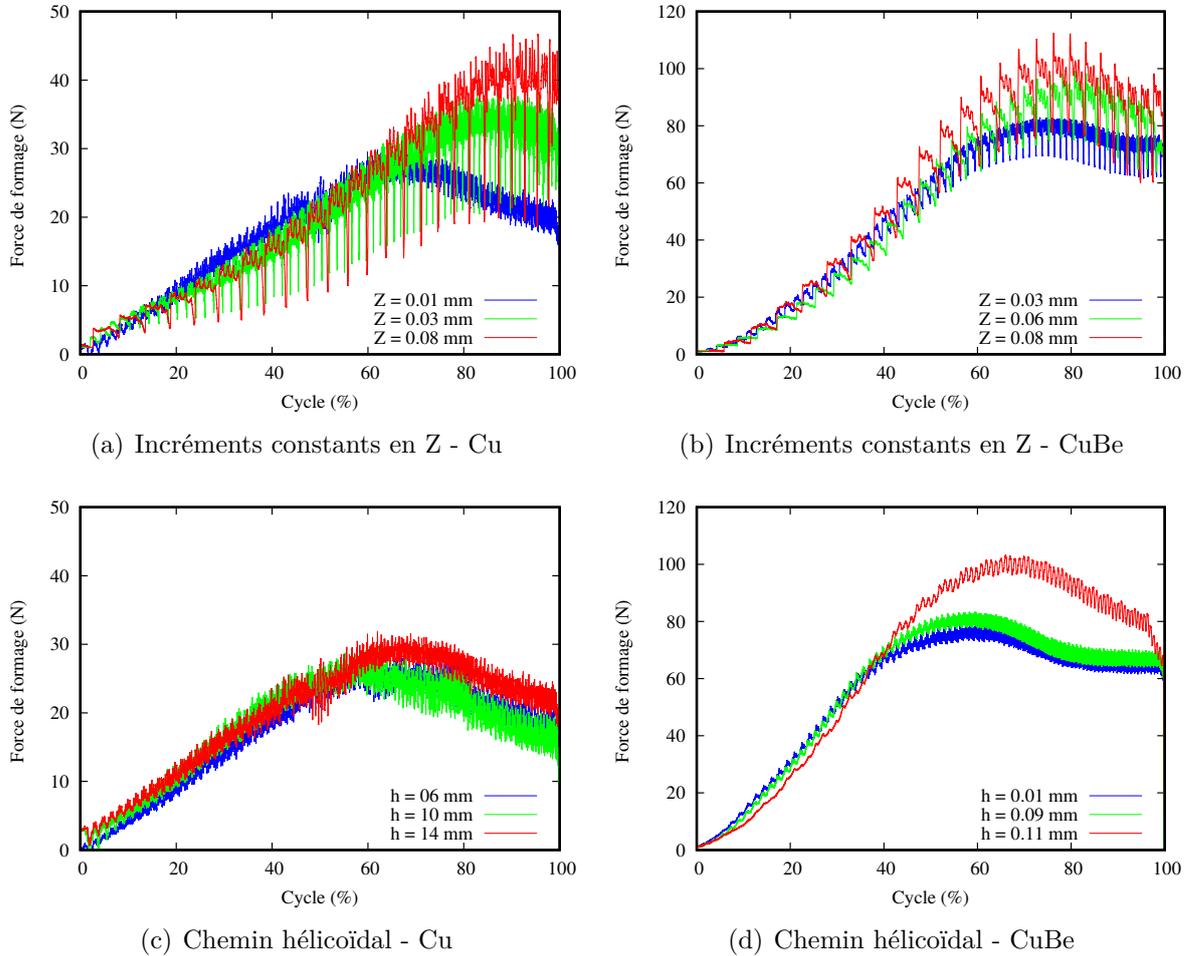


FIGURE 3.5 – Efforts de formage pour différents incréments pour les deux stratégies de formage et les deux matériaux considérés.

La Figure 3.6 compare la force de formage nécessaire pour déformer les tôles de Cu et de CuBe pour une même stratégie. Sur la Figure 3.6(a) comparant les matériaux pour la stratégie d'incrément en Z , il est observé que le Cu requiert une force de formage deux fois moins importante que le CuBe ce qui est dû à sa grande ductilité d'origine. On remarque également que la force de formage demandée pour construire la pyramide semble plus linéaire pour le Cu. La Figure 3.6(b) compare les matériaux pour la trajectoire hélicoïdale, les allures de courbes de force de formage ressemblent à celles des trajectoires en incrément en Z . Cependant les courbes sont plus lisses ce qui est dû au trajet continu sans à-coups.

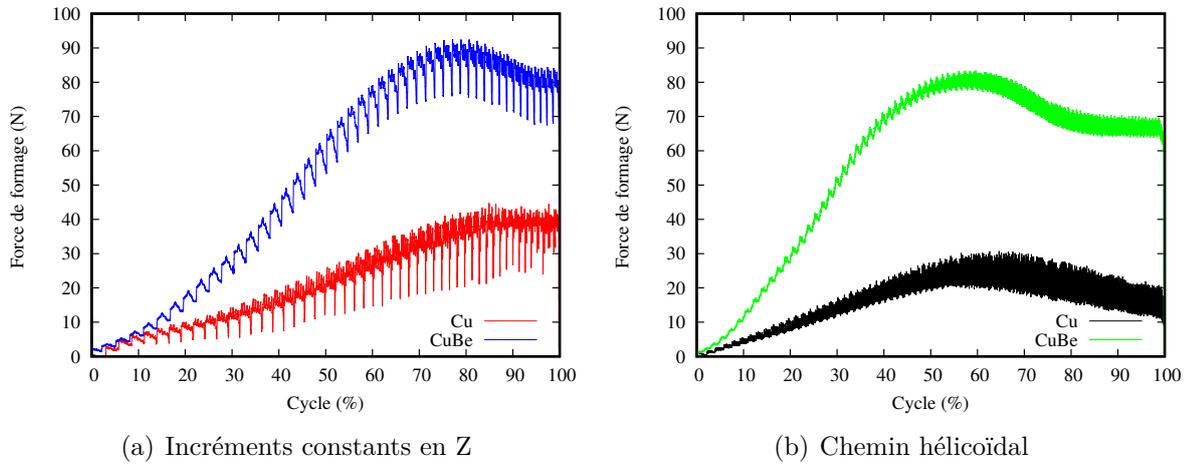


FIGURE 3.6 – Comparaisons des forces de formage nécessaires pour les deux matériaux pour le trajet en incréments constants en Z (a) et le chemin hélicoïdal (b).

Influence de la vitesse d'avance

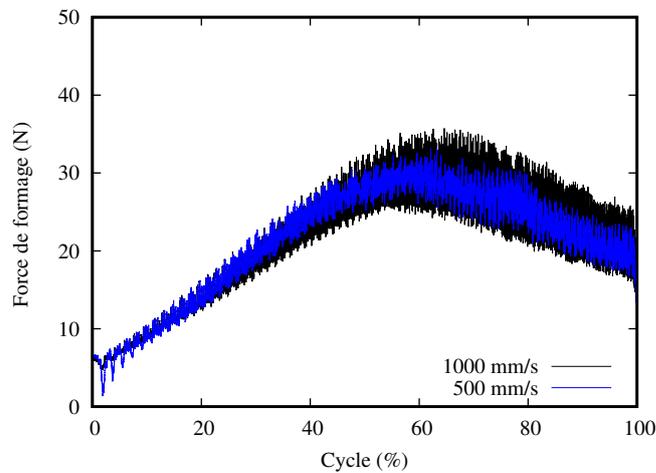


FIGURE 3.7 – Force de formage pour différentes vitesses d'avance pour du cuivre pur.

L'influence de la vitesse d'avance est analysée sur les éprouvettes de cuivre. La lubrification est activée sur l'ensemble des tests. La Figure 3.7 représente une comparaison entre les forces de formage obtenues avec des vitesses d'avance de 500 mm/s et de 1000 mm/s. On remarque alors que la vitesse d'avance n'a que peu d'influence. Le signal est cependant plus propre à faible vitesse. Une vitesse d'avance importante est plus susceptible de provoquer

un labourage de la matière et d'engendrer des efforts de formage plus importants ou un échauffement local élevé. Il est alors préférable de prendre une vitesse d'avance limitée à 500 mm/s.

3.2.3 Étude du matériau de la matrice

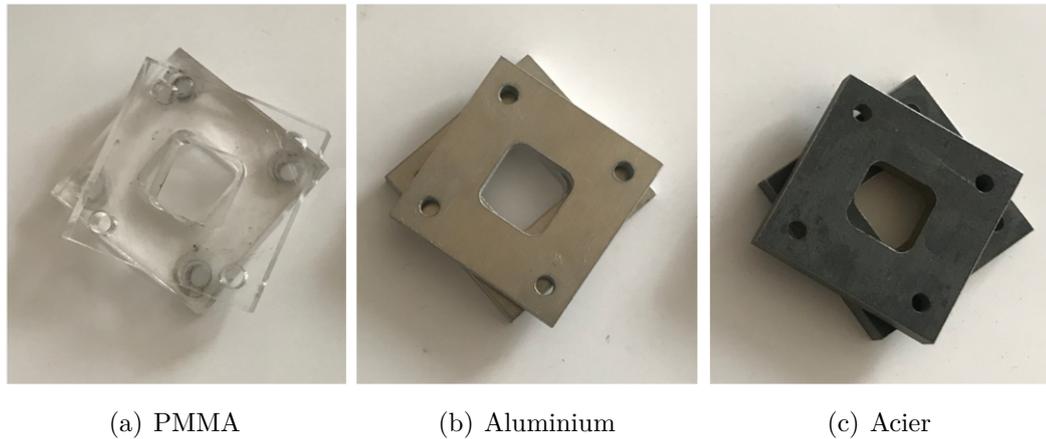
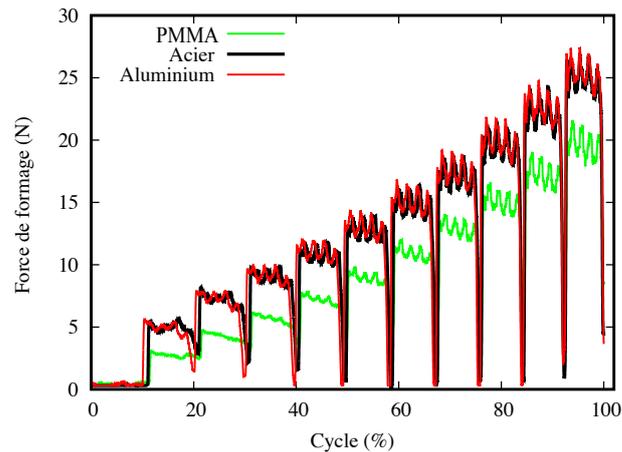


FIGURE 3.8 – Différents matériaux des matrices.

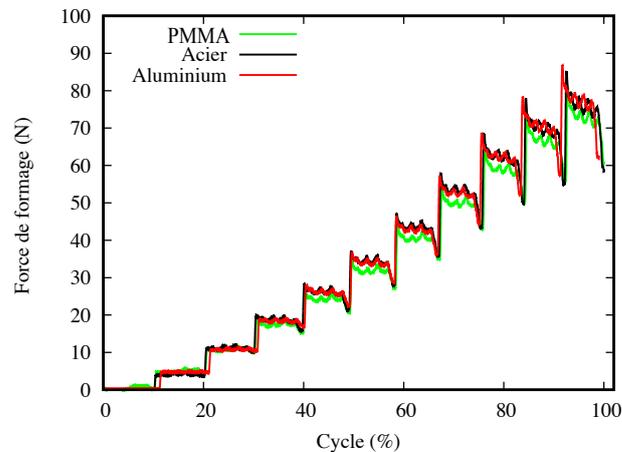
La question s'est posée quant à la matière utilisée pour réaliser les matrices. En effet, des outils en PMMA ont été utilisés. Leur transparence mène à observer le formage plus facilement mais l'utilisation de matériaux «mous» influence-t-elle la caractérisation des efforts de formage? Des matrices en alliage d'aluminium et en acier sont alors usinées afin de tester leur influence (Figure 3.8). Ces matrices sont beaucoup plus raides que celles en PMMA. La force de serrage recommandée de 1,5 N.m peut alors être appliquée ce qui n'est pas le cas sur celles en PMMA car elles ne résistent pas à cette force et se cassent (rupture fragile).

La Figure 3.9 compare les forces de formage obtenues avec les différentes matières utilisées. La stratégie de l'incrément constant en Z est choisie pour effectuer les tests. Il s'agit ici d'un essai avec un incrément de 0,08 mm. La Figure 3.9(a) compare les forces de formage pour des tests sur le cuivre pur. Les matrices en aluminium et en acier donnent les mêmes résultats avec des valeurs de force de formage plus importante qu'en utilisant les matrices en PMMA. La force de serrage que l'on applique sur les matrices en métal de 1,5 N.m rigidifie la plaque ce qui entraîne cette hausse de force de formage. La Figure 3.9(b) représente la comparaison des différentes forces de formage pour le CuBe. Cette

fois-ci la matière a beaucoup moins d'influence sur la force de formage. Contrairement au cuivre pur, l'alliage de cuivre béryllium est plus rigide, il n'y a pas donc de problèmes au niveau des forces de serrage rigidifiant la plaque. On remarque cependant une très légère diminution des forces de formage avec la matrice en PMMA au fur et à mesure des incréments.



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 3.9 – Force de formage en fonction des matériaux des matrices pour le Cu (a) et le CuBe (b).

La conclusion de cette étude révèle que si le matériau à tester est assez rigide il est préférable de privilégier une matrice en acier. La force de serrage recommandée pourra être appliquée. Néanmoins, si un matériau plutôt mou comme le cuivre est utilisé, les matrices en acier et en alliage d'aluminium peuvent être utilisées mais il faudra prendre

des précautions sur la force de serrage à appliquer pour éviter de sur-contraindre la plaque dès le départ. Une matrice en PMMA peut tout de même être utilisée, il faudra cependant faire attention aux forces de serrage pour ne pas les endommager.

3.2.4 Étude des profils d'épaisseur et de forme par tomographie

Principe de la tomographie

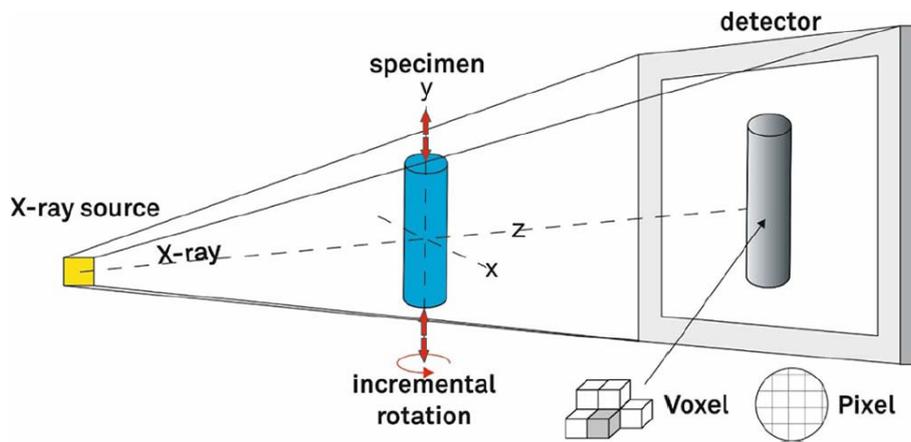


FIGURE 3.10 – Schéma du principe de l'analyse par tomographie à rayons X [127].

La tomographie consiste en la reproduction du volume d'un objet à l'aide des rayons X. L'échantillon à étudier pivote sur 360° tout en émettant des rayons X. Des images sont prises lors de chaque orientation de l'échantillon. Elles sont ensuite traitées de sorte à reconstruire le volume en entier. La description de l'intérieur d'une structure est alors potentiellement accessible. Ceci est très pratique pour mesurer ou étudier la géométrie d'objets de très petite taille ou ayant des géométries trop complexes pour les mesurer avec les méthodes conventionnelles. Le principe de la tomographie est représenté sur la Figure 3.10.

Résultats des tomographies

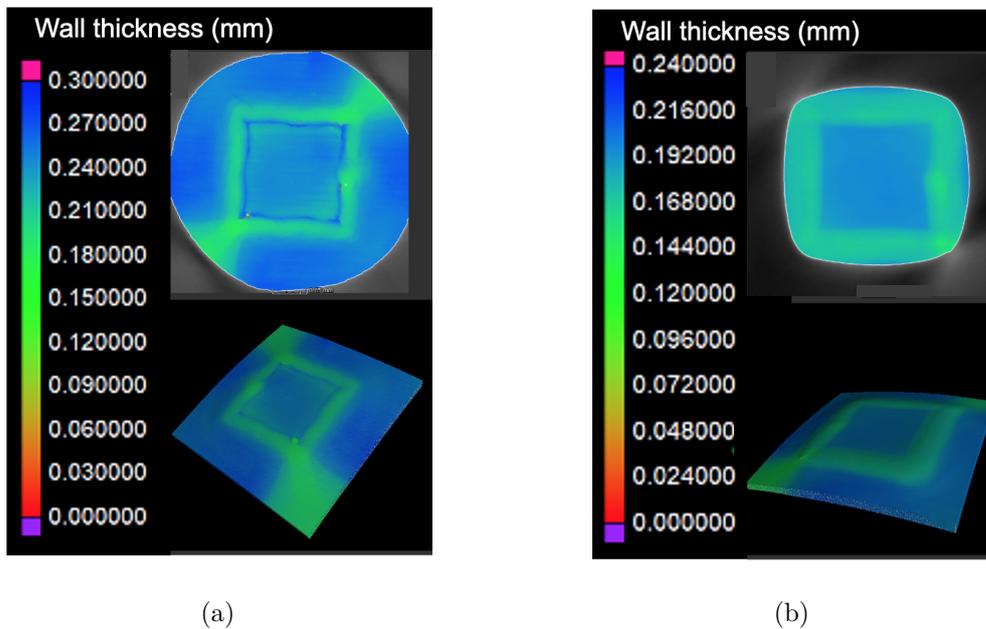
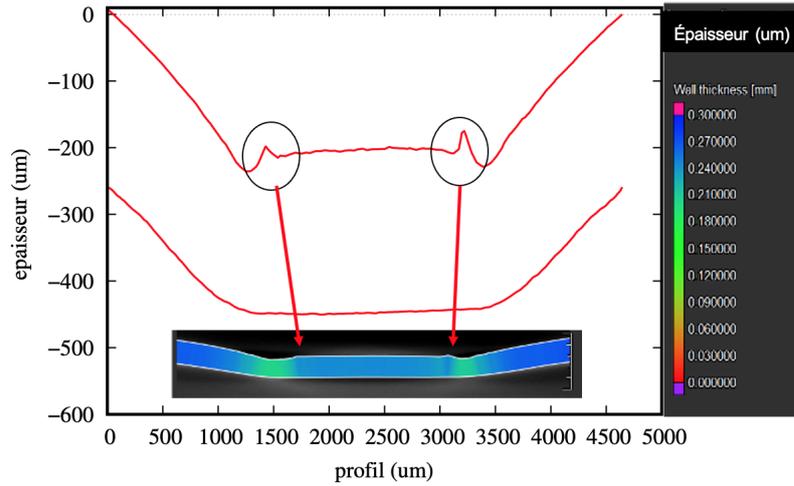


FIGURE 3.11 – Distribution des épaisseurs dans la pyramide formée pour le Cu (a) et le CuBe (b) à la fin du 11^{ème} incréments avec la stratégie d'incrément constants en Z.

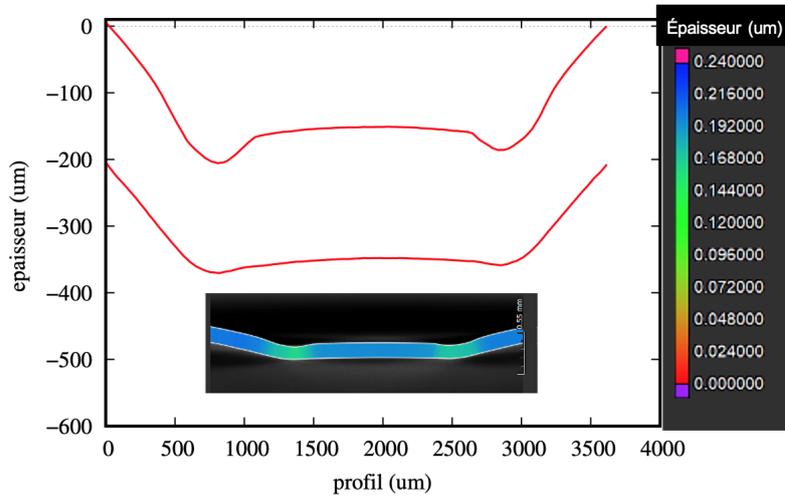
La pyramide formée lors du micro-formage incrémental possède de petites dimensions ce qui la rend difficile à étudier (pyramide à base carrée de 3*3 mm, de profondeur maximale 0,8 mm). Dans notre cas, la tomographie va servir à observer ces profils de forme et à déterminer le profil des épaisseurs des pièces obtenues.

La Figure 3.11 présente les résultats des tomographies des pyramides obtenues après 11 incréments en utilisant la stratégie d'incrément constants en Z pour le Cu (Figure 3.11(a)) et le CuBe (Figure 3.11(b)). On choisit de faire 11 incréments pour pouvoir comparer par la suite les résultats expérimentaux aux résultats numériques. En effet, par souci de temps de calcul, 11 incréments seront simulés lors de la partie numérique. De manière générale, on observe un amincissement de la tôle le long de la trajectoire de l'outil. La Figure 3.12 présente plus précisément une coupe de la tôle, pour mieux observer les profils d'épaisseur des pyramides obtenues. En récupérant les valeurs des points, on peut également tracer ces profils. On repère alors facilement la zone où passe l'outil car la tôle est amincie sur les deux bords. La Figure 3.12(a) montre les profils de la pyramide en cuivre, on observe alors deux petits bourrelets juste sur les bords intérieurs. Ils sont dus au fait que le Cu est

un matériau très mou, la matière a donc glissé sur les côtés lors du passage de l'outil. Ce phénomène ne se retrouve pas sur le CuBe (Figure 3.12(b)). En effet, celui-ci est beaucoup plus rigide et ne donne pas lieu à l'apparition de ces bourrelets lors de la mise en forme.



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 3.12 – Profils d'épaisseur du Cu (a) et du CuBe (b) après analyse par tomographie X.

3.2.5 Synthèse de l'étude expérimentale

Cette campagne expérimentale a permis l'étude de différentes stratégies de formage et de paramètres du procédé. Tout d'abord, deux stratégies sont testées pour former une pyramide. Il est observé que plus l'incrément en Z augmente plus la force de formage augmente. Le cuivre étant plus mou que le CuBe, il nécessite alors une force de formage plus faible que ce dernier. Enfin la stratégie hélicoïdale donne des évolutions des efforts de formage plus douces que la stratégie en incrément en Z car le trajet est continu, il y a donc moins d'à-coups. La lubrification est recommandée pour améliorer la mise en forme de la tôle. Ensuite la vitesse d'avance est analysée, dans notre cas celle-ci a une faible influence. Cependant avec une vitesse d'avance importante, l'outil est plus susceptible d'être chargé et de rompre. On préférera donc prendre une vitesse d'avance de l'ordre de 500 mm/s. Une étude sur le matériau de la matrice est menée, elle révèle que des outils métalliques sont préférables car la force de serrage recommandée peut être appliquée contrairement aux matrices en PMMA qui sont trop fragiles. Enfin l'étude des profils de forme et d'épaisseur par tomographie à rayon X montre que le passage répétitif de l'outil amincit la tôle sur les bords et permet de quantifier précisément cet amincissement. On a également pu observer un glissement de la matière sur le cuivre suite au passage de l'outil provoquant l'apparition de bourrelets.

3.2.6 Simulation du micro-formage incrémental mono point

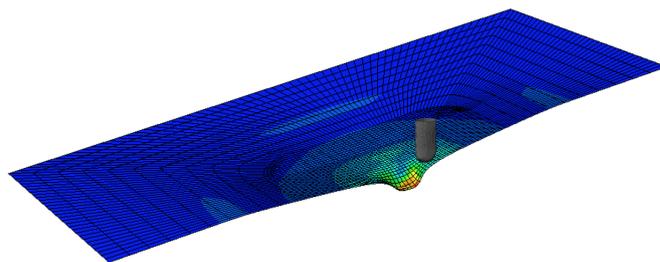


FIGURE 3.13 – Pyramide formée incrémentalement après simulation numérique.

Après une campagne expérimentale sur le micro-formage incrémental, l'objectif de cette section est de simuler cet essai pour retrouver les grandeurs expérimentales observées. Le procédé étant instrumenté de manière à recueillir la force de formage, celle-ci peut être comparée aux valeurs numériques. Les profils d'épaisseurs et de formes sont également

disponibles grâce à la tomographie et peuvent être comparés à ceux obtenus après simulation. À ce moment de la thèse, le modèle présenté dans le chapitre 2 n'était pas encore aboutit et implémenté pour pouvoir l'utiliser en tant que UMAT dans un logiciel éléments finis. Une autre UMAT permettant d'utiliser la plasticité non-associée avec un écrouissage isotrope est utilisée. Elle est basée sur les travaux de Yoon et al. [128]. Le critère de Hill48 est utilisé pour décrire la surface de charge f et le potentiel plastique g . Les équations suivantes sont ainsi formulées. Pour décrire l'énergie libre spécifique, il vient :

$$\rho\Psi = \frac{1}{2}\varepsilon_{ij}^e C_{ijkl} \varepsilon_{kl}^e + \frac{1}{2}b_1C_{s1}r_1^2 + \frac{1}{2}Kr_2^2 \quad (3.1)$$

La surface de charge f et le potentiel plastique g sont donnés par :

$$f = \sqrt{(\sigma_{ij}H_{ijkl}^f\sigma_{kl})} - \sigma_y - R_1 - R_2 \quad (3.2)$$

$$g = \sqrt{(\sigma_{ij}H_{ijkl}^g\sigma_{kl})} - R_1 - R_2 + \frac{R_1^2}{2C_{s1}} \quad (3.3)$$

Pour décrire l'écrouissage isotrope, deux écrouissages sont utilisés (un terme non-linéaire et un terme linéaire) selon

$$\dot{R}_1 = b_1(C_{s1} - R_1)\dot{\varepsilon}^P \quad (3.4)$$

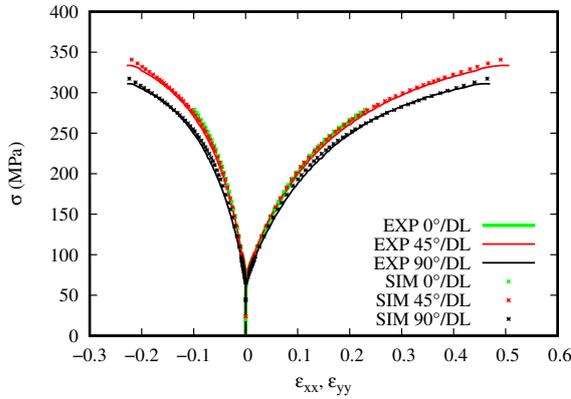
$$\dot{R}_2 = K\dot{\varepsilon}^P \quad (3.5)$$

Les paramètres sont identifiés à l'aide de MIC2M. Comme lors de l'implémentation des modèles de comportement proposés dans le chapitre 2 dans un code de calcul éléments finis, les validations sont faites entre la UMAT et MIC2M sur un VER pour des essais de traction et cisaillement. Le jeu de paramètres utilisés est disponible dans le Tableau 3.2

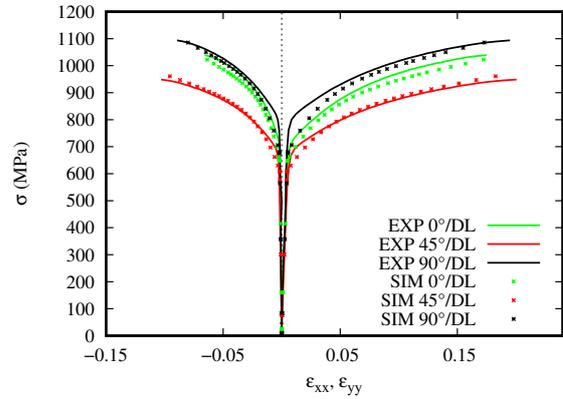
i	Paramètres θ_i	Cu	CuBe
1	σ_y (MPa)	67	645
2	F_f	0.45	0.39
3	G_f	0.27	0.35
4	N_f	1.72	1.83
5	C_{s1} (MPa)	191	57
6	b_1	9.5	32.7
7	K (MPa)	170	226
8	F_g	0.46	0.45
9	G_g	0.57	0.62
10	N_g	1.35	1.59

Tableau 3.2 – Paramètres matériaux identifiés pour les deux modèles (a) Cu, (b) CuBe.

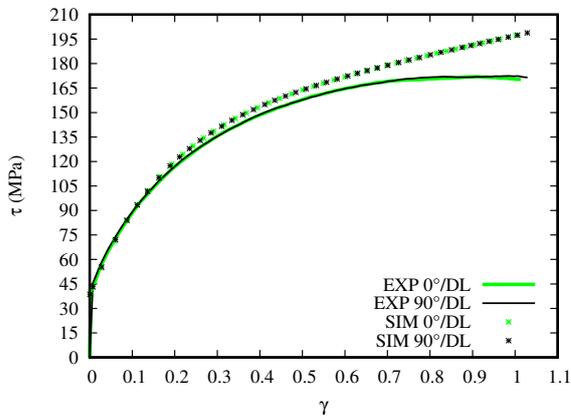
La Figure 3.14 compare les résultats expérimentaux et numériques obtenus avec le modèle présenté ci-dessus. Ce modèle permet seulement de pouvoir simuler de l'érouissage isotrope en utilisant le cadre de la plasticité non-associée. Tout d'abord, on observe que les simulations des essais de traction (Figure 3.14(a) et Figure 3.14(b)) se superposent correctement aux résultats expérimentaux que ce soit pour le Cu ou le CuBe, le modèle NAFR permettant de mieux décrire l'anisotropie. La Figure 3.14(c) et la Figure 3.14(d) montrent les résultats des simulations des essais de cisaillement monotone. Pour le Cu, les simulations s'écartent des résultats expérimentaux à partir de 50% de déformation comme lors de la présentation des modèles du chapitre 2 Figure 2.1(d). Ce phénomène est dû aux paramètres d'identification ne prenant pas en compte les points supérieurs à 50% de déformation dans la base d'identification. Concernant le CuBe on retrouve également le même comportement qu'avec le modèle du chapitre 2 Figure 2.2(d), i.e. les simulations se retrouvent entre les deux courbes expérimentales. Enfin, on observe sur la Figure 3.14(e) que les simulations ne suivent pas parfaitement les résultats expérimentaux des essais de cisaillement cyclique. En effet, on a pu voir lors de l'identification des paramètres du modèle proposé dans le chapitre 2 que le cuivre possède tout de même une petite part d'érouissage cinématique ($k=0,15$ Tableau 2.3) celle-ci n'est donc pas prise en compte dans ce modèle entraînant ce petit décalage entre les simulations et l'expérience.



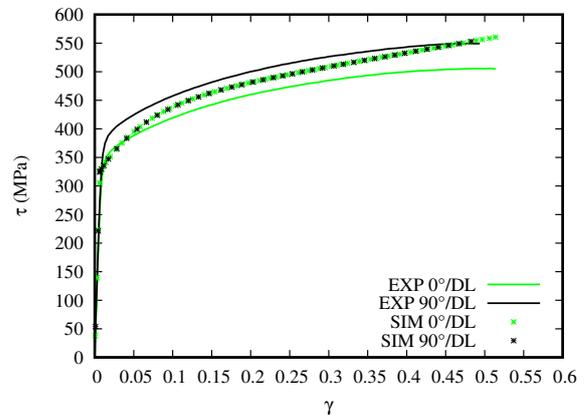
(a) Cu - NAFR/ISO - Traction



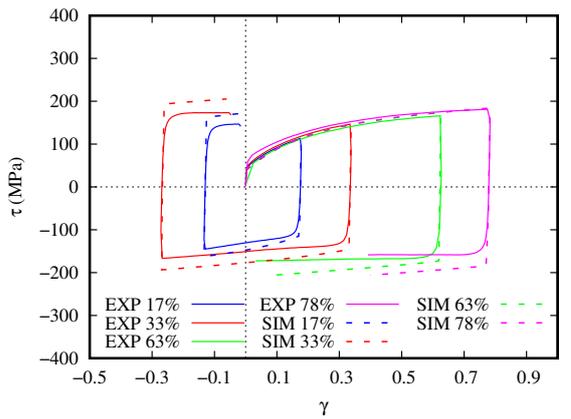
(b) CuBe - NAFR/ISO - Traction



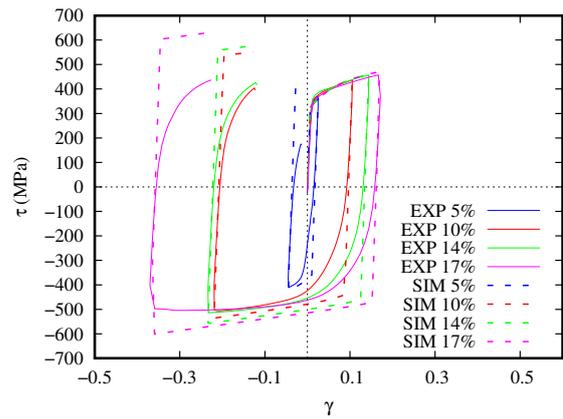
(c) Cu - NAFR/ISO - Cisaillement monotone



(d) CuBe - NAFR/ISO - Cisaillement monotone



(e) Cu - NAFR/ISO - Cisaillement cyclique



(f) CuBe - NAFR/ISO - Cisaillement cyclique

FIGURE 3.14 – Comparaison des modèles NAFR pour le Cu. (a),(b) traction ; (c),(d) cisaillement monotone ; (e),(f) cisaillement cyclique pour une loi permettant seulement un écouissage isotrope.

En ce qui concerne le CuBe, on a pu voir lors de la caractérisation expérimentale puis lors de l'identification des paramètres matériaux du modèle du chapitre 2 que celui-ci possède une part importante d'érouissage cinématique ($k=0,99$ Tableau 2.3). On remarque ainsi une différence importante entre les simulations des essais de cisaillement cyclique et les essais expérimentaux liée à l'incapacité du modèle utilisé de reproduire de l'érouissage cinématique. Ce modèle ne sera donc pas suffisant pour décrire correctement le comportement de matériaux possédant une forte composante d'érouissage cinématique comme le CuBe dans notre cas.

Recherche des conditions limites optimales

Dans un premier temps le but est de rechercher les conditions limites optimales pour reproduire les conditions expérimentales. Les simulations sont faites à l'aide du logiciel Abaqus Standard. La loi de comportement utilisée est celle décrite précédemment. Le modèle est composé d'une matrice maillée avec des éléments de coques ainsi que d'un outil maillé avec des éléments rigides. Un algorithme dynamique implicite de type HHT (Hilber-Hughes-Taylor) est utilisé avec une méthode de pénalisation pour générer un frottement de coefficient 0,15. L'outil suit la trajectoire expérimentale réelle réalisée pendant la mise en forme.

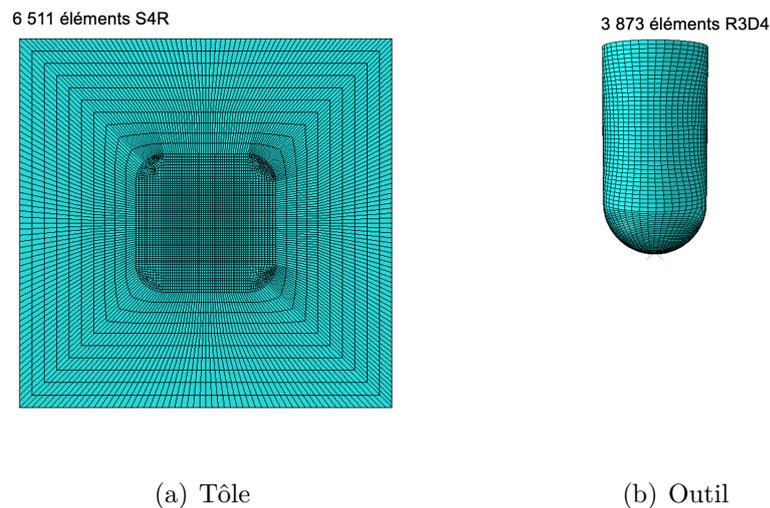


FIGURE 3.15 – Maillage de la tôle (a) et de l'outil (b) pour la simulation du μ SPIF

Différentes conditions limites sont ainsi testées telles que représentées sur la Figure 3.16 :

- **CL.1** : le bord de la tôle est encastré (Figure 3.16(a)) ;
- **CL.2** : les mouvements des nœuds sont bloqués selon l'axe Z du bord de la tôle jusqu'au bord libre où se termine la matrice (Figure 3.16(b)) ;
- **CL.3** les mouvements des nœuds sont bloqués le long de l'axe Z du bord extérieur de la tôle jusqu'à la localisation expérimentale des vis (Figure 3.16(c) et Figure 3.16(d)).

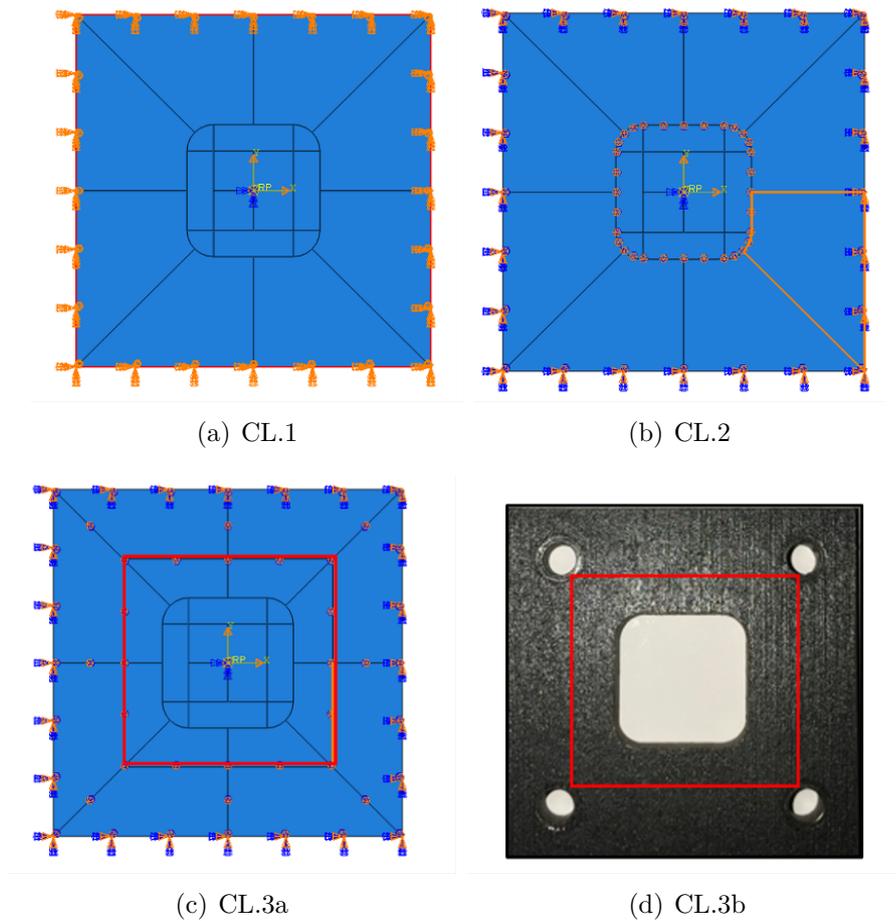


FIGURE 3.16 – Différentes conditions limites utilisées pour la simulation du μ SPIF de la pyramide.

Dans un souci de réduction du temps de calculs, 11 incréments en Z sont simulées sur la Figure 3.17. Ces 11 incréments correspondent à 42% du cycle nécessaire à construire la pyramide entière. On observe que la condition limite **CL.1** où seuls les bords sont encastrés donne une force de formage inférieure à la force de formage expérimentale. Ceci

est dû au fait que la plaque n'est pas assez maintenue en comparaison avec les conditions expérimentales. Concernant la condition limite **CL.2**, on remarque cette fois-ci que la force de formage simulée est supérieure à la force de formage expérimentale. En effet, cette fois-ci on a sur-contraint la plaque. Enfin, on remarque qu'avec la condition limite **CL.3** les simulations sont beaucoup plus proches des résultats expérimentaux. En effet c'est avec ces conditions qu'on se rapproche le plus des conditions limites expérimentales en venant bloquer les déplacements comme le font les vis.

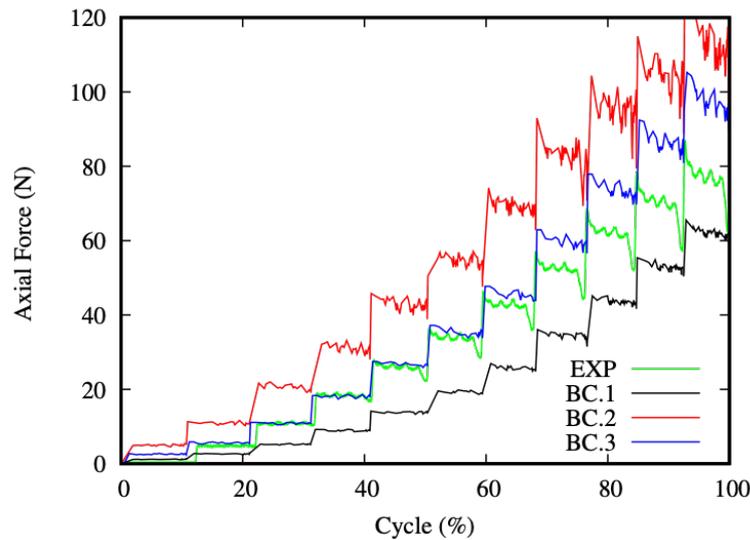
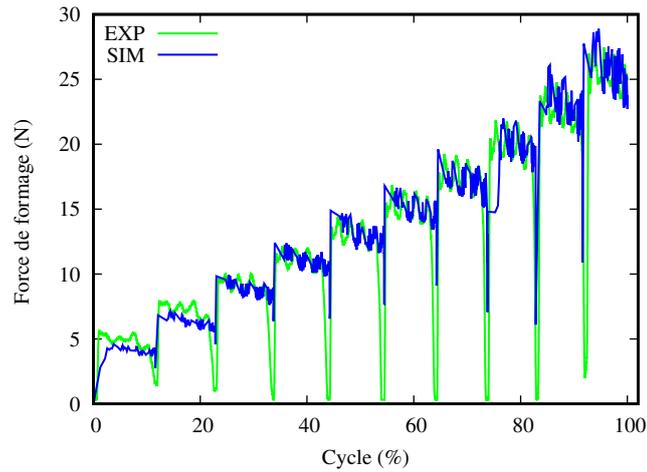


FIGURE 3.17 – Comparaison des forces de formage simulées obtenues avec les différentes conditions aux limites et les résultats expérimentaux pour le 11^èm^e incréments du CuBe à 500 mm/s.

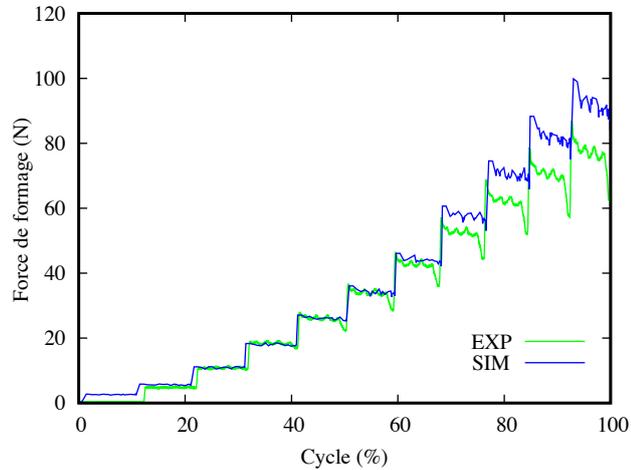
Étude des résultats

La Figure 3.18(a) montre une comparaison entre la force de formage simulée et expérimentale pour le cuivre. Une très bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux est obtenue. Ces bons résultats sont dus au fait que la loi de comportement utilisée intègre un écrouissage isotrope comme celui que l'on a pu observer expérimentalement dans le cuivre, le modèle est donc bien adapté pour ce matériau. En revanche, concernant le CuBe (Figure 3.18(b)) on constate que sur la première passe, la force simulée est légèrement supérieure. Après ce premier incrément les deux courbes se superposent. Cependant, après un certain de nombre de passes, un écart commence à se creuser entre

expérience et simulation. Plus la création de la pyramide progresse plus la déformation augmente et plus les deux courbes se séparent. Lors du procédé de formage incrémental, le matériau subit un phénomène de charge et de décharge sous l'outil. On observe alors que ce phénomène est difficilement pris en compte dans ce modèle. Pour améliorer ces simulations, un modèle comme celui présenté dans le chapitre 2 comprenant beaucoup plus de paramètres matériaux ainsi qu'un écrouissage mixte serait peut-être mieux adapté.



(a) Cu



(b) CuBe

FIGURE 3.18 – Comparaison des forces de formage expérimentale et numérique pour le Cu (a) et le CuBe (b).

Le résultat de ces simulations met en avant l'importance d'utiliser un modèle plus élaboré et adapté aux comportements des deux matériaux. En effet, on a réussi à décrire correctement

la force de formage du cuivre mais pas celle du CuBe possédant un important écrouissage cinématique.

Le type de sollicitation subit par les matériaux lors de leur mise en forme est un facteur important à prendre en compte lorsque l'on construit le modèle constitutif, notamment sur la définition du critère de plasticité utilisé.

C'est pourquoi il est intéressant de tracer les chemins de déformations subis par la tôle dans le plan. On reporte pour cela pour chaque point d'intégration les déformations mineures ε_{Min} et majeures ε_{Max} . Ceci permettant de caractériser le type de sollicitations appliquées lors du formage incrémental

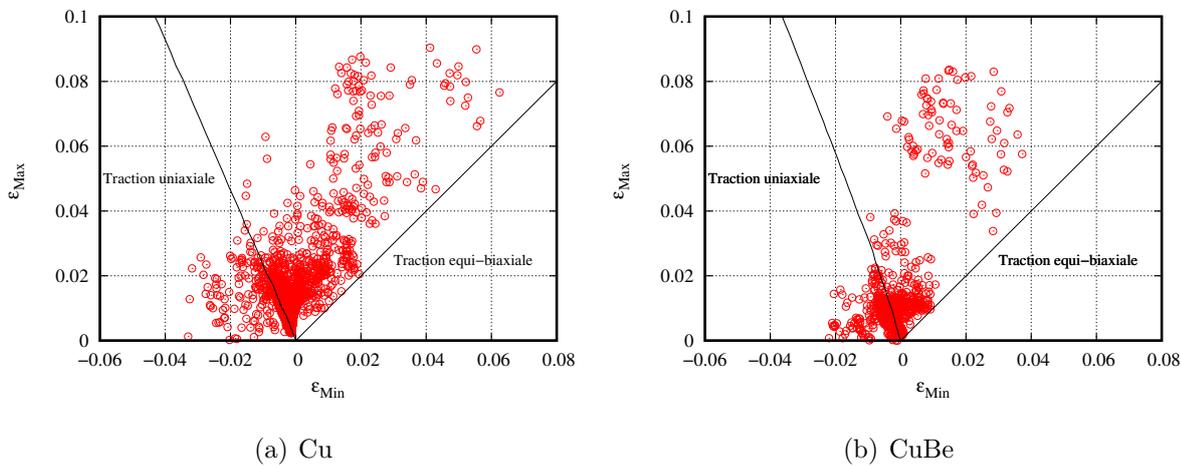


FIGURE 3.19 – Déformations principales relevées lors d'un essai de μ SPIF en incréments constants en Z.

On observe, sur la Figure 3.19, que l'on retrouve un comportement situé entre la traction uniaxiale et equi-biaxiale que ce soit pour le Cu (Figure 3.19(a)) ou le CuBe (Figure 3.19(b)).

La Figure 3.20(b) compare l'évolution des profils d'épaisseur numériques des tôles de Cu et de CuBe après 11 incréments le long du plan médian. On remarque tout d'abord dans les deux cas que l'épaisseur est réduite sur les bords. Ceci est dû au passage répétitif de l'outil lorsqu'il fait ses incréments de déformation. Dans un second temps, on observe que le cuivre malgré son épaisseur initiale légèrement plus importante que celle du CuBe voit celle-ci diminuer de manière plus importante. En effet, le Cu possède une épaisseur initiale

de 0,24 mm et atteint une épaisseur minimale de 0,226 mm, le CuBe quant à lui possède une épaisseur initiale de 0,20 mm et atteint une épaisseur minimale de 0,192 mm. Ce qui nous amène alors à une diminution d'épaisseur maximale de 14 μm pour le cuivre et 8 μm pour le CuBe.

L'épaisseur des éléments finis coques est calculée telle que :

$$\frac{t}{t_0} = \left(\frac{A}{A_0} \right)^{-\frac{\nu}{1-\nu}} \quad (3.6)$$

Où A et A^0 sont les aires courantes et initiales de la surface de l'élément, t_0 et t sont respectivement l'épaisseur initiale et l'épaisseur courante. ν correspond au coefficient de Poisson.

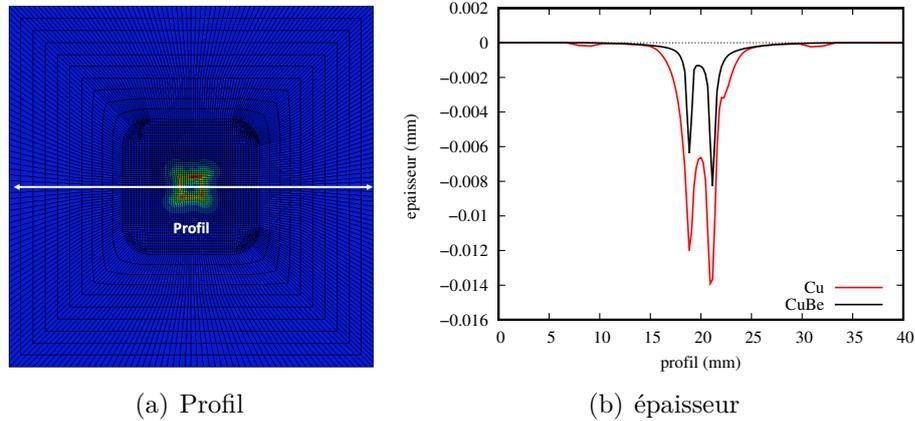


FIGURE 3.20 – Comparaison des profils d'épaisseur du Cu et du CuBe (b) après simulations de 11 incréments le long du profil (a).

L'étude numérique du procédé de μ SPIF a permis en premier lieu de trouver les conditions limites optimales afin de reproduire les conditions expérimentales et de retrouver les résultats expérimentaux. La loi de comportement utilisée permettant seulement de simuler un écrouissage isotrope on retrouve les forces de formage expérimentales du cuivre, celui-ci ayant un comportement isotrope. En revanche, concernant le CuBe, qui possède un écrouissage cinématique la loi ne parvient pas à reproduire correctement les évolutions des forces de formage expérimentales. Dans un autre temps, l'étude du champ des déformations montre des sollicitations se partageant entre la traction uniaxiale et la traction equi-biaxiale pour les deux matériaux. Enfin les profils d'épaisseurs numériques montrent que le cuivre subit une diminution de son épaisseur plus importante que celle du CuBe au niveau du

passage de l'outil, ce phénomène étant dû à sa forte ductilité. Un modèle plus complexe doit être utilisé pour reproduire correctement le comportement du CuBe.

3.2.7 Conclusion sur le procédé de micro-formage incrémental mono-point

Dans cette section le procédé de μ SPIF est étudié de manière expérimentale et numérique. Dans un premier temps deux stratégies de formage sont analysées, un trajet discontinu composé d'incrément en Z, et un trajet continu hélicoïdal. La stratégie hélicoïdale étant continue elle fournit des allures de courbes plus lisses que les incréments constants en Z. On remarque alors pour les deux méthodes que plus l'incrément est élevé plus la force de formage nécessaire est importante. On observe que le cuivre requiert une force de formage moins importante avec une allure de courbe plus linéaire que les résultats du CuBe dû à sa grande ductilité et son comportement isotrope. L'étude des différents paramètres du procédé amène aux conclusions que la lubrification pendant le formage est nécessaire ainsi qu'une vitesse d'avance de l'outil de l'ordre de 500 mm/s pour ne pas bruyter le signal et endommager davantage l'outil. Les matériaux constitutifs des outils (matrices) sont également étudiés et on privilégie alors des matrices métalliques plus raides et permettant d'appliquer la force de serrage recommandée. Il faut tout de même faire attention à ne pas sur-contraindre le matériau en appliquant une pression de maintien trop forte notamment pour les matériaux très ductiles pour ne pas augmenter les efforts de formage. Enfin, l'analyse des échantillons par tomographie aux rayons X a permis de mettre en avant deux phénomènes. Tout d'abord un amincissement des tôles sur les bords dû au passage répétitif de l'outil. Ensuite, on peut observer un glissement de la matière au niveau du cuivre dû également à l'outil provoquant la formation de bourrelets. Dans un deuxième temps, une étude numérique est réalisée sur le procédé de μ SPIF. Une loi de comportement permettant d'utiliser un écrouissage isotrope dans le cadre de la plasticité non-associée est utilisée. Tout d'abord une étude des conditions limites optimales à utiliser est menée. On conclut alors qu'en bloquant les déplacements dans la zone de serrage des vis, on obtient les meilleurs résultats. La comparaison des forces de formage simulées et expérimentales montre alors les limites du modèle utilisé. En effet, concernant le Cu on retrouve correctement les résultats expérimentaux car il possède un écrouissage isotrope reproductible par le modèle. En revanche, concernant le CuBe qui possède pour sa part un écrouissage cinématique, on ne retrouve pas une bonne corrélation entre les résultats

numériques et expérimentaux pour des niveaux importants de déformations cumulées. En effet, lors du procédé de formage incrémental le matériau subit un phénomène de charge et décharge sous l'outil difficilement pris en compte dans le modèle étant donné qu'il ne prend en compte que l'écroutissage isotrope. Enfin, l'étude des profils d'épaisseur numériques montre que le cuivre subit une diminution d'épaisseur plus importante que le CuBe au niveau du passage de l'outil. Ce phénomène est dû au fait que le cuivre est très ductile et de module de Young plus faible. Cela rappelle le glissement de matière observé sur le Cu lors de l'analyse par tomographie qui est également dû au fait que le cuivre est beaucoup moins rigide que le CuBe. Pour conclure, cette analyse numérique a surtout permis de mettre en défaut la loi de comportement utilisée ne pouvant reproduire que de l'écroutissage isotrope et de justifier le développement du modèle proposé dans le chapitre 2 plus complexe prenant en compte un écroutissage cinématique/isotrope.

3.3 Procédé de mise en forme d'une fourchette d'embrayage d'un mouvement à répétition-minutes

De nos jours les montres à quartz et connectées se vendent en grand nombre. En effet, celles-ci procurent de très bonnes performances tout en gardant un prix abordable. Néanmoins, le savoir-faire et la beauté des montres mécaniques leur permettent de se distinguer des autres. En effet, un mouvement de montre mécanique est un système technique remarquable, il représente l'ensemble des organes principaux qui composent la montre. Son fonctionnement très précis est exclusivement assuré par le mouvement des pièces mécaniques en interactions les unes avec les autres. Un calibre de montre mécanique désigne la disposition et les différentes parties du mouvement, il est composé d'un nombre de composants allant de quelques dizaines à plusieurs centaines en fonction de ses complications. Le nombre élevé de composants assemblés dans un très faible volume implique l'emploi de pièces de petites dimensions. Ces composants sont en plus constamment soumis à des contraintes mécaniques et thermiques et doivent assurer leur fonction pendant des années. Le mouvement peut être divisé en plusieurs parties ayant chacune une fonction spécifique qui sont exposées sur la Figure 3.21 :

- **le barillet** permet d'accumuler l'énergie nécessaire au mouvement des aiguilles ainsi qu'à l'entretien de celui du balancier ;
- **le rouage** est une succession de roues et de pignons permettant la transmission de

puissance du barillet aux aiguilles et à l'ancre. C'est le couple ancre et balancier-spiral qui garantit la cadence et donc la fréquence de rotation du train d'engrenage. La rotation des aiguilles dépend donc des rapports de réduction ainsi que de la fréquence d'oscillation du balancier ;

- **l'échappement** reçoit l'énergie accumulée par le barillet permettant d'entretenir l'organe réglant. Les oscillations autorisent le mouvement de l'échappement à intervalles de temps réguliers, le mouvement du rouage est donc saccadé. Beaucoup de travaux ont été consacrés à l'invention de dizaines d'échappements avec des principes de fonctionnement et de formes différents [129-133]. C'est le cas de l'échappement à ancre suisse dont les propriétés intrinsèques sont la robustesse, la fiabilité et la facilité d'utilisation. Il s'agit du mécanisme le plus couramment utilisé et introduit dans environ 95 % des mouvements de montres mécaniques actuels ;
- **le balancier spiral** est le véritable cœur de la montre, il régule la marche du temps grâce à ses oscillations. Il est responsable de la précision de la montre. Un volant d'inertie appelé balancier est mis en rotation autour de son axe par un ressort spiral. Quelle que soit l'orientation dans l'espace du balancier, le spiral va exercer un couple de rappel pour le ramener en position d'équilibre. Le couple associé à l'inertie du balancier lui permet de dépasser cette position jusqu'à ce que le spiral puisse agir dans l'autre sens ;
- **l'affichage** permet de lire l'heure à l'aide d'aiguilles le plus souvent.

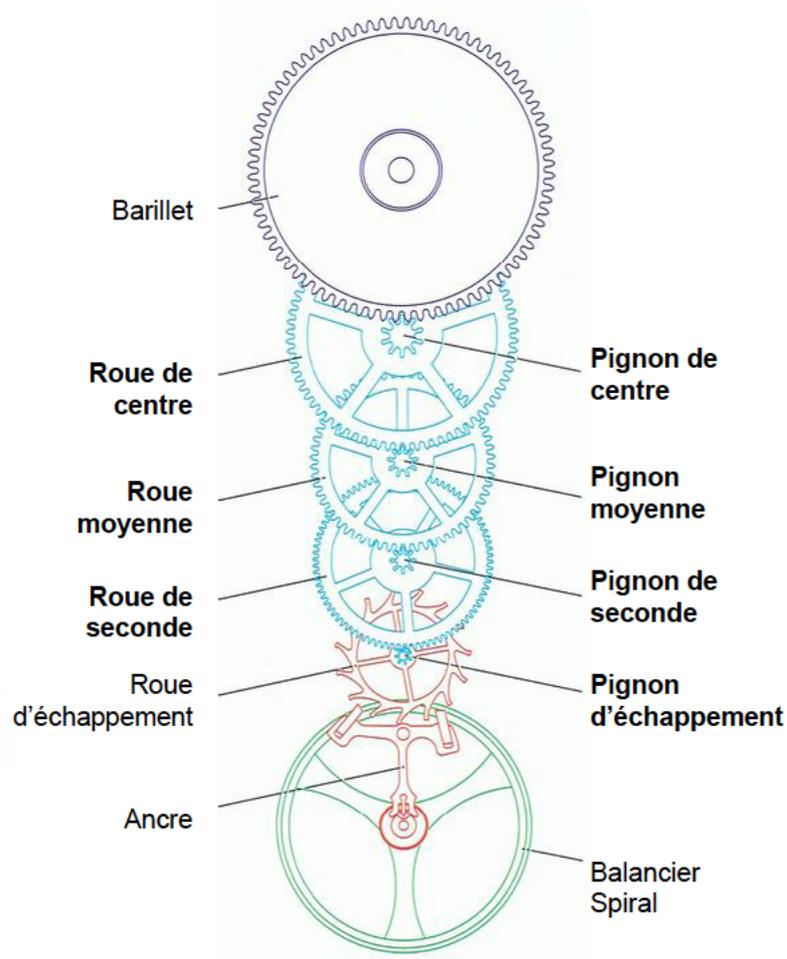


FIGURE 3.21 – Schéma des différents mécanismes du mouvement d'une montre mécanique selon Reymondin et al. [134].

Une tolérance géométrique très stricte, une surface de haute qualité et l'absence de bavures sont des exigences cruciales pour assurer le bon fonctionnement du mouvement de la montre. Concernant les matériaux utilisés, l'or et le laiton sont ceux que l'on retrouve pour produire la platine principale, cependant l'alliage de CuNi18Zn20 est probablement l'alliage le plus courant dans le domaine de l'horlogerie. Dans l'industrie horlogère, le micro-fraisage représente le procédé le plus important et il est utilisé pour fabriquer la

majorité des composants des mouvements horlogers [135, 136]. Plus précisément, le micro-fraisage est couramment utilisé pour fabriquer les plaques principales et les ponts alors que le décolletage est utilisé pour les pièces de mouvement, de visserie et autres goupilles. Ces avantages principaux sont le faible rebut de matière, la précision et la répétabilité élevées, ce qui est très adapté à la fabrication de composants de précision dans l'industrie horlogère. Les procédés de micro-formage sont également utilisés pour la réalisation de rouages et de ressorts.

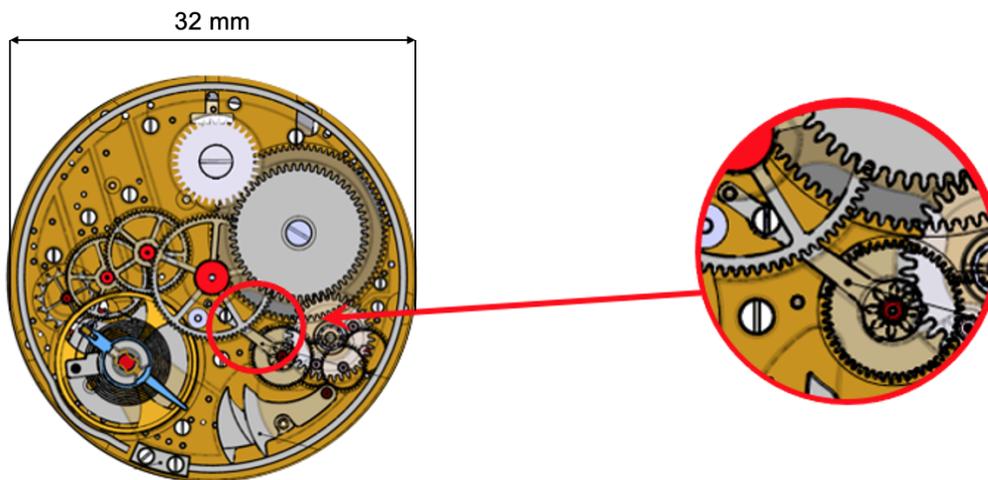
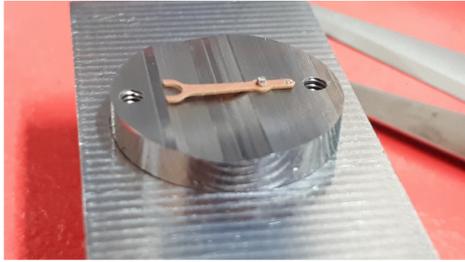


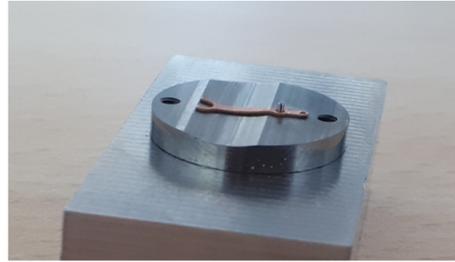
FIGURE 3.22 – Schéma de l'emplacement d'une fourchette d'embrayage dans un mouvement de répétition-minutes.

Dans cette section, une partie d'un procédé de mise en forme d'une complication horlogère est étudiée. La complication horlogère est un mécanisme qui se greffe sur une montre simple afin d'afficher des informations complémentaires comme un chronographe et une sonnerie. Un chronographe est un instrument sur lequel on peut lire l'heure et mesurer la durée d'un événement, à la demande. La sonnerie permet de faire sonner la montre pour donner une information sur l'heure. Un marteau vient frapper un timbre (soit aigu soit grave) un nombre de fois calculé mécaniquement. Dans ce travail, le procédé de pliage d'une fourchette d'embrayage d'un mouvement de sonnerie, appelé répétition-minutes, est étudié. La fourchette d'embrayage permet l'activation de la sonnerie (Figure 3.22).

3.3.1 Dispositif expérimental



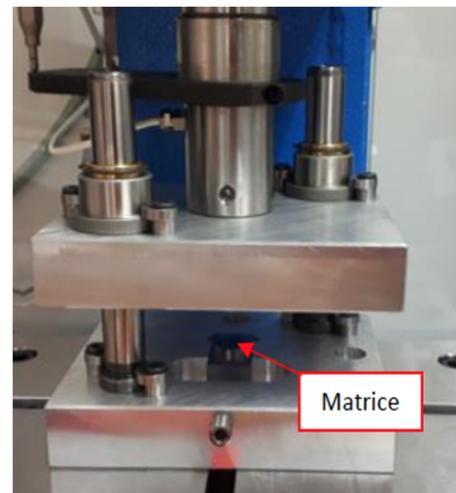
(a)



(b)



(c)

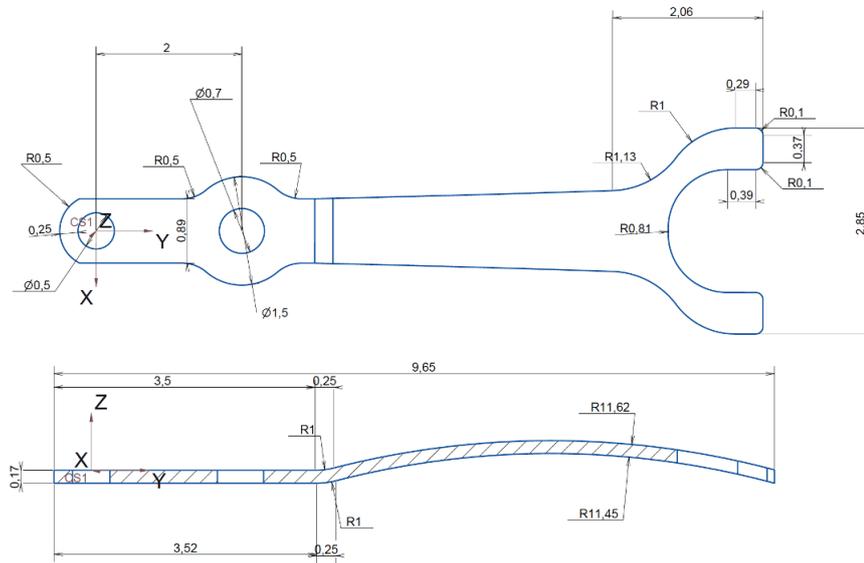


(d)

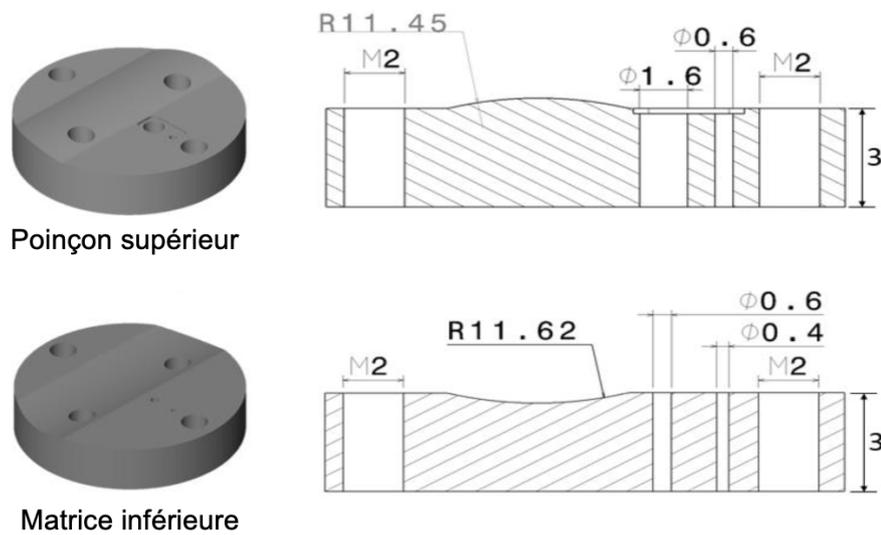
FIGURE 3.23 – Fourchette avant pliage installée sur la matrice (a), fourchette après pliage (b) et dispositif expérimental de pliage de la fourchette(c) (d).

Un outil de cintrage est usiné pour réaliser le cambrage de la fourchette après découpage (Figure 3.23). Le montage est composé d'une matrice et d'un poinçon réalisés en carbure de tungstène. Ces éléments sont montés sur un outillage composé de deux colonnes disposant d'un porte-matrice fixe et d'un porte-poinçon mobile. L'outillage est alors monté sur une presse 3T EMG. La fourchette est prédécoupée directement par électro-érosion à fil dans les tôles de cuivre et de cuivre béryllium puis, mise en place dans l'outil de cambrage

(Figure 3.23). Les dimensions de ces éléments sont données sur la Figure 3.24 :



(a) Fourchette



(b) Outils

FIGURE 3.24 – Dimensions de la fourchette (a) et des outils (b) pour réaliser le cambrage.

Les fourchettes formées (Figure 3.23(c) et Figure 3.23(d)) sont ensuite analysées par tomographie aux rayons X, de cette manière leur profil de forme et d'épaisseur sont disponibles. La Figure 3.25 représente les tomographies des fourchettes après pliage sur l'outillage. En premier lieu on remarque que la fourchette en CuBe (Figure 3.25(b)) exhibe un retour élastique assez important contrairement au cuivre (Figure 3.25(a)). Cet effet est notamment mis en avant avec la Figure 3.26 représentant une comparaison des profils de déplacement obtenus après le pliage entre le Cu et le CuBe.

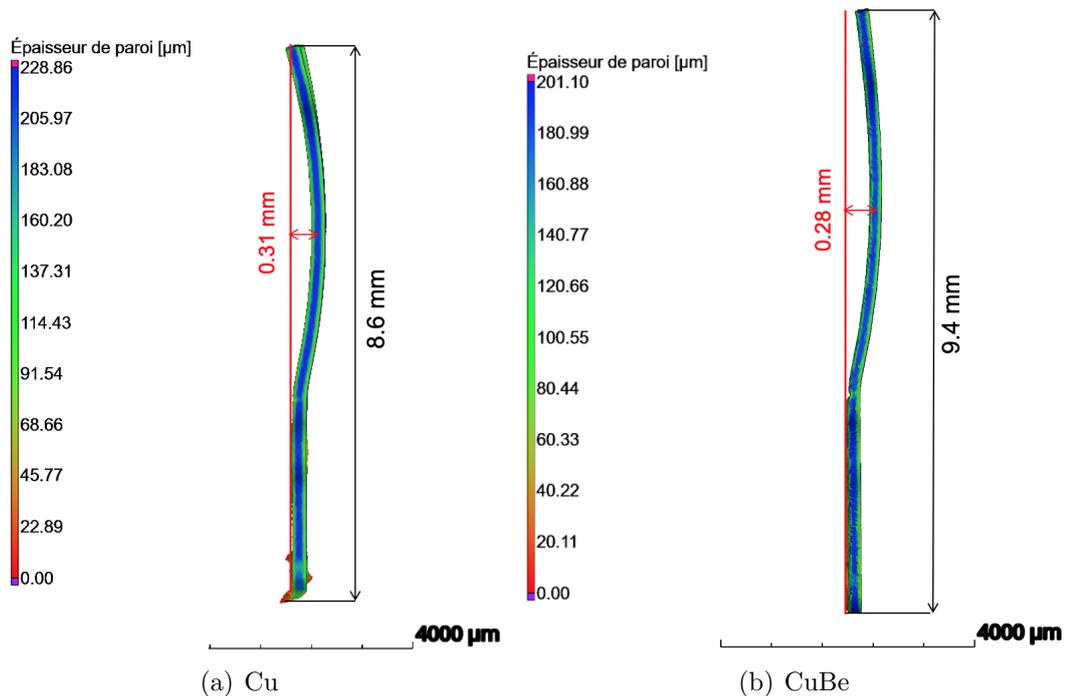


FIGURE 3.25 – Tomographie expérimentale des fourchettes en Cu (a) et CuBe (b).

Afin d'amplifier le rayon de courbure obtenu après le formage pour mettre en avant les écarts entre les deux matériaux, on choisit de ne pas mettre des échelles équivalentes en abscisse et en ordonnée. On remarque que le retrait du CuBe est plus important que celui du cuivre, en effet, on cherche à aller jusqu'à une profondeur de 0,40 mm pour suivre la forme de la matrice cependant le CuBe remonte à 0,28 mm alors que le Cu remonte à 0,31 mm (ces valeurs sont prises depuis le plan moyen de la fourchette). On observe également que le Cu épouse la forme de la matrice au niveau du rayon de courbure contrairement au CuBe pour lequel on observe un fort retour élastique. Dans un deuxième temps on remarque également qu'après cambrage la longueur de la fourchette en cuivre (8,6 mm)

est plus petite que celle en CuBe (9,4 mm). Ce phénomène est dû au fait que la fourchette en Cu suit correctement la matrice avec un retour élastique moindre, le rayon de courbure est alors plus important et plus proche de celui recherché.

Cette analyse expérimentale confirme que les deux matériaux n'adoptent pas le même comportement. En effet, un important retour élastique est observé sur le CuBe.

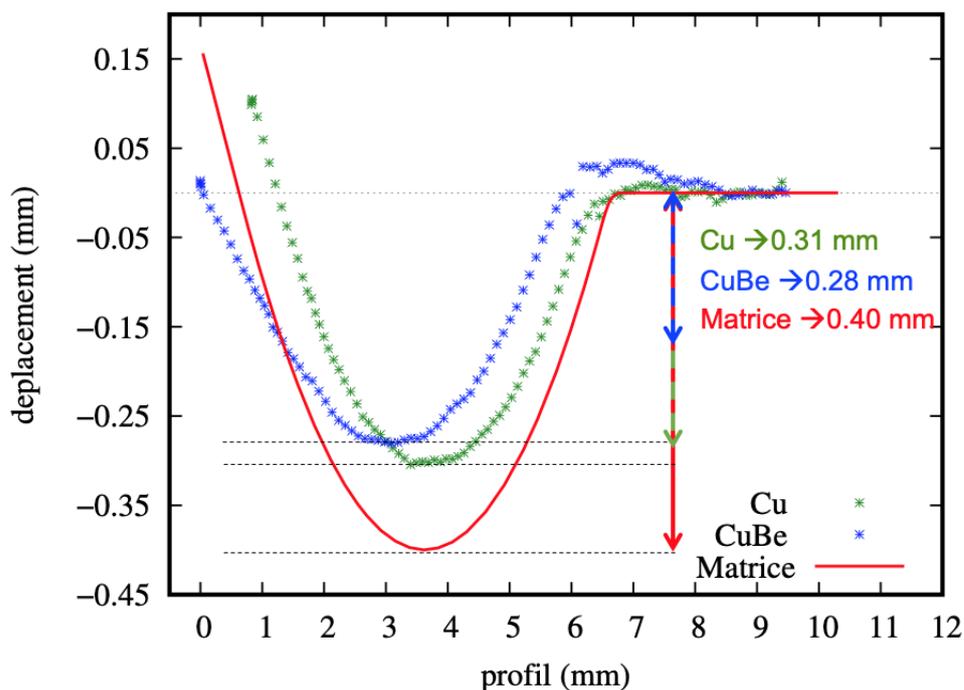


FIGURE 3.26 – Comparaison des profils de déplacement obtenus après cambrage entre le Cu et le CuBe.

3.3.2 Simulation du cambrage

Dans cette section, le cambrage de la pièce est simulé à l'aide du logiciel éléments finis Abaqus Standard. La loi de comportement utilisée est la même que pour le procédé de μ SPIF c'est-à-dire que le cadre de la plasticité non-associée est employé avec un écrouissage isotrope considérant un terme linéaire et un terme non-linéaire.

Les deux matrices sont représentées par des éléments de coques rigides (19200 éléments), la fourchette est composée d'éléments de coques à 4 nœuds d'intégrations réduits (18521

éléments S4R).

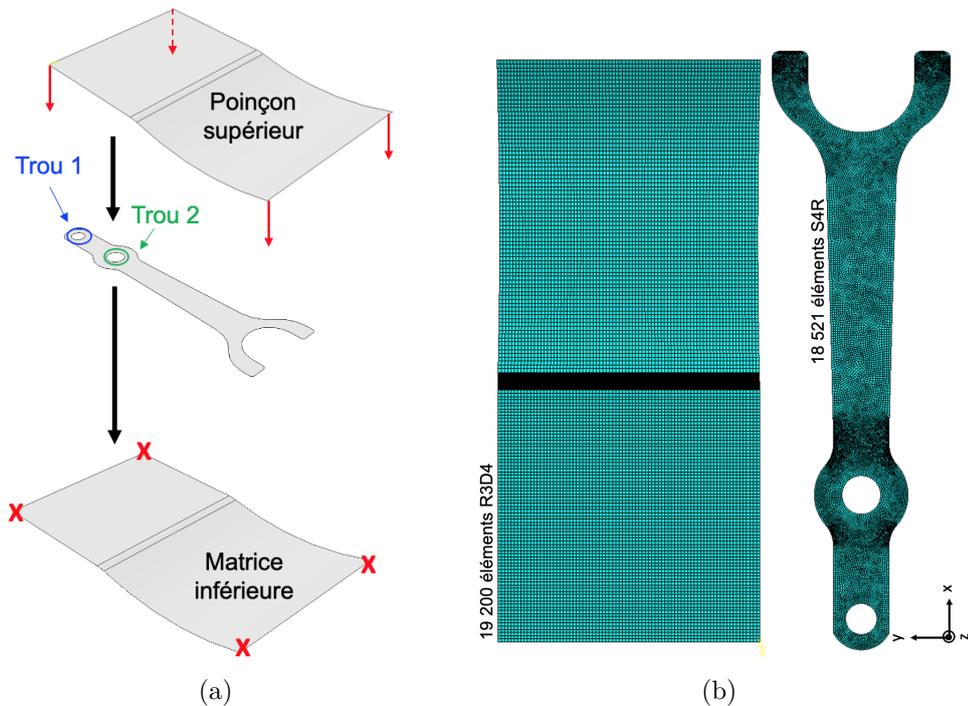


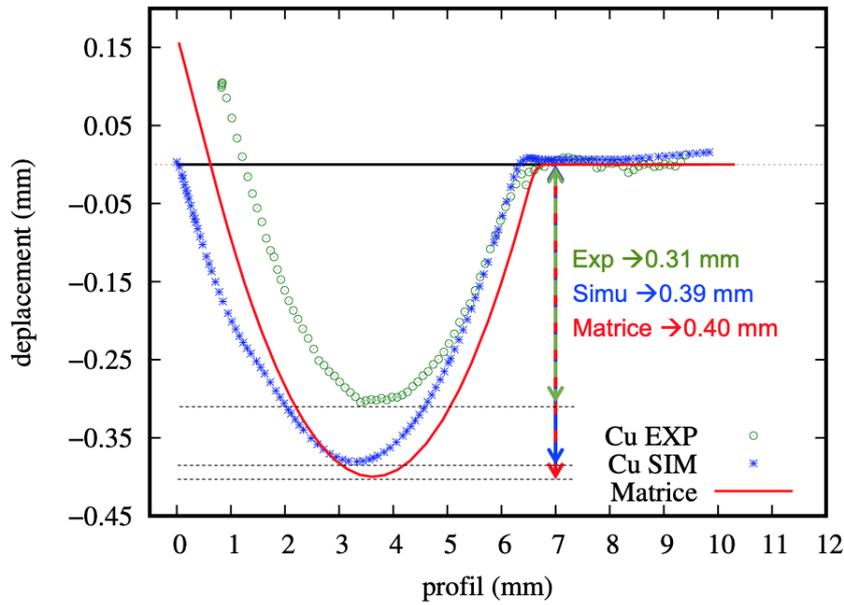
FIGURE 3.27 – Conditions aux limites (a) et maillage (b) pour la simulation du cambrage de la fourchette.

Concernant les conditions aux limites, la matrice inférieure est encastree, le poinçon supérieur est soumis à un déplacement de manière à venir positionner la fourchette sur la matrice inférieure pour qu'elle adopte le cambrage souhaité. Les bords du trou 1 de la fourchette sont encastres pour représenter la vis qui s'y loge. La direction autour de l'axe Y du trou 2 est libre pour représenter les mouvements autorisés autour de la goupille (Figure 3.27). Concernant le contact, la méthode de pénalité est utilisée avec un coefficient de frottement de 0,15. Deux étapes sont ensuite simulées à l'aide d'un algorithme dynamique implicite :

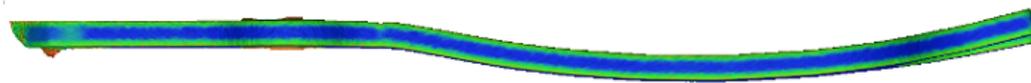
- **Step 1** : descente du poinçon supérieur vers la matrice inférieure de sorte à ce que la pièce prenne la forme souhaitée ;
- **Step 2** : remontée du poinçon pour libérer la pièce et lui laisser prendre sa forme finale.

Pour le cuivre, le nombre d'incrément total pour terminer le calcul est de 259 avec un

temps de calcul de 10h. En revanche, concernant le CuBe, le calcul est beaucoup moins long avec un nombre d'incrément total de 65 pour un temps de calcul de 3h.



(a)



(b) Tomographie - Cu

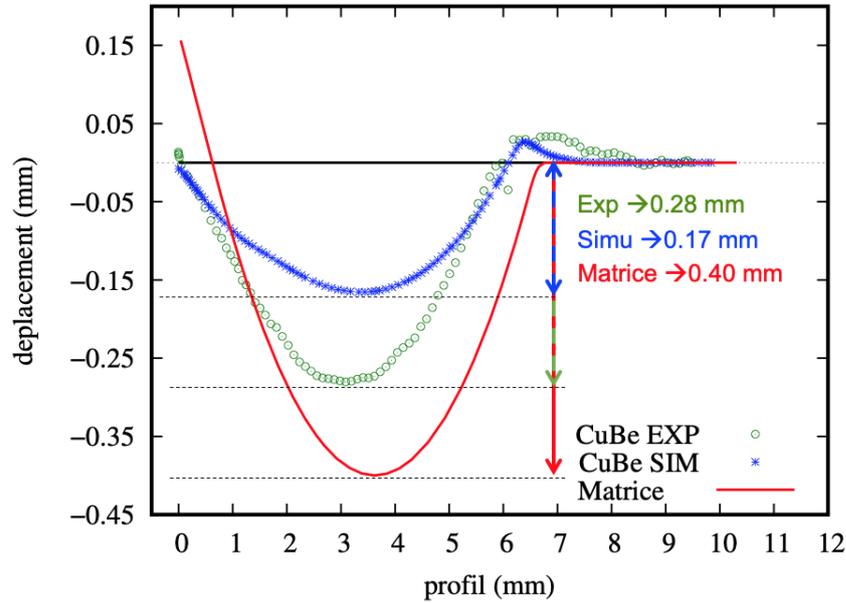


(c) Numérique - Cu

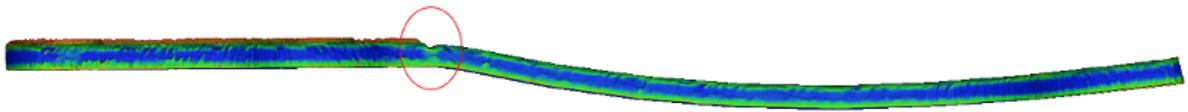
FIGURE 3.28 – Comparaison des profils expérimentaux et numériques (a) tomographie expérimentale du profil (b) et profil numérique (c) pour le Cu après cambrage.

La Figure 3.28 et la Figure 3.29 comparent les profils de forme obtenus après simulation pour les deux matériaux. Comme précédent, lors des comparaisons des courbes entre les profils expérimentaux et numériques on décide de ne pas mettre des échelles équivalentes en abscisse et en ordonnée afin d'amplifier le rayon de courbure obtenu après le formage

pour mettre en avant les écarts entre les résultats (Figure 3.28(a) et Figure 3.29(a)).



(a)



(b) Tomographie - CuBe



(c) Numérique - CuBe

FIGURE 3.29 – Comparaison des profils expérimentaux et numériques (a) tomographie expérimentale du profil (b) et profil numérique (c) pour le CuBe après cambrage.

On remarque tout d'abord que la simulation reproduit plutôt bien le début du rayon de courbure que ce soit pour le Cu (Figure 3.28(a)) ou pour le CuBe (Figure 3.29(a)). Concernant le Cu, le comportement reste bien linéaire alors que pour le CuBe on observe une bosse qui est due à la rigidité du matériau et aux conditions aux limites, celle-ci est bien reproduite par la simulation. La simulation pour le cuivre est plus proche de la

forme souhaitée de la matrice, cependant elle ne reproduit pas le comportement observé expérimentalement. Au niveau de la simulation du CuBe, on peut observer que la simulation est encore plus éloignée des résultats expérimentaux et de la forme souhaitée. En effet, la simulation prédit un retour élastique plus important qu'en réalité. Ces résultats montrent que cette loi isotrope n'est pas adaptée au comportement des matériaux étudiés et qu'il est important de développer un modèle de comportement plus fin.

3.3.3 Conclusion sur le procédé de cambrage

Dans cette section le procédé de cambrage est étudié sur un composant horloger. Un dispositif expérimental est spécifiquement conçu dans le but de reproduire le cambrage de la pièce. Celui-ci est principalement composé d'une matrice fixe et d'un poinçon mobile usinés en carbure de tungstène. Après formage, les pièces sont passées au tomographe, leurs profils de forme sont alors disponibles. Des simulations du procédé sont ensuite effectuées, pour cela une loi de comportement utilisant le cadre de la plasticité non-associée avec un écrouissage isotrope est utilisée. Les paramètres matériau sont identifiés selon la procédure mise au point au chapitre 2. Un important retour élastique est observé pour le CuBe que ce soit expérimentalement ou numériquement. Enfin, on constate que les profils de forme simulés du Cu sont très proches des résultats expérimentaux contrairement à ceux du CuBe. Ces résultats montrent que le modèle de comportement utilisé n'est pas adapté à nos deux matériaux pour reproduire les phénomènes expérimentaux observés lors de la caractérisation. Ces résultats valident également le fait qu'il est nécessaire de développer une loi de comportement plus complexe et mieux adaptée comme celle développée dans le chapitre 2.

3.4 Procédé de gonflement hydraulique

Le procédé de gonflement hydraulique fait également partie des procédés par déformation plastique. En effet, ce procédé permet de solliciter le matériau de manière bi-axiale et ainsi d'étudier différents chemins de déformation. Beaucoup de modèles analytiques sont alors proposés pour remonter aux informations concernant la contrainte et la déformation. Des travaux sur ce procédé ainsi que différents modèles analytiques ont été étudiés plus en détails lors du chapitre 1. Cependant ces modèles analytiques reposent sur un certain nombre d'hypothèses concernant la répartition équivalente des déformations et des

contraintes en haut du dôme, ou encore sur la théorie des membranes visant à négliger les contraintes de flexion. Ces hypothèses ne peuvent cependant pas s'appliquer à tous les matériaux. Des chercheurs se sont ainsi intéressés à la modélisation de cet essai de manière numérique par la méthode des éléments finis afin d'observer les résultats par rapport aux tests expérimentaux. En 1966 Kaenel et al. [137] proposent une nouvelle approche d'étude du bulge test basée sur la modélisation numérique. La méthode est testée avec succès sur deux matériaux différents (silicium et aluminium) avec des propriétés élastiques connues et a ensuite été utilisée pour déterminer le module de Young de couches minces de diamant CVD pour trois microstructures différentes. En ajustant le module de Young et le coefficient de Poisson directement dans le programme, il est possible de reproduire fidèlement les courbes expérimentales. Les modèles analytiques usuels se sont avérés insuffisants pour décrire correctement le gonflement observé en expérimental, en effet celui-ci n'est pas parfaitement sphérique, ce qu'a réussi à reproduire leur modèle numérique. Chen [138] effectue plusieurs simulations de bulge tests en utilisant différents types de matrices (circulaires et elliptiques). Le but de son étude est de prendre en compte l'effet de l'écroutissage cinématique dans ses modèles qui sont le plus souvent négligés avec les modèles analytiques ou l'utilisation d'hypothèses isotropes lors d'utilisation de matrices circulaires. Ces résultats numériques sont ainsi vérifiés avec les valeurs expérimentales sur des alliages d'acier et d'aluminium. Pham et al. 2018 [139] proposent un modèle numérique basé sur la plasticité non-associée pour simuler l'essai de bulge test sur une tôle en titane. Le critère de Hill48 est utilisé pour décrire la surface de charge et le potentiel plastique, l'écroutissage est décrit par une loi de Voce modifiée. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques montre l'efficacité du modèle proposé. Cependant, en se basant sur les résultats des simulations, il est conclu que l'écroutissage a une influence importante sur la hauteur du dôme obtenue. Lafilé et al. 2021 [140] proposent une méthode plus adaptée aux tôles fines lors de bulge tests. En effet, ils considèrent qu'à petite échelle certaines hypothèses comme la théorie des membranes ne sont plus forcément valides. Afin de confirmer ou non ces hypothèses, un large panel de tests est effectué avec des aciers et des alliages d'aluminium. Ils observent alors numériquement et expérimentalement que les rayons de courbure intérieur et extérieur ne partagent pas le même centre. Cela signifie que la différence entre les rayons de courbure extérieur et intérieur n'est pas égale à l'épaisseur du pôle. Ils proposent alors un algorithme permettant de prendre en compte toutes les nouvelles caractéristiques observées lors des tests et obtiennent des prédictions assez précises concernant la simulation des essais de bulge tests sur des tôles ayant un

ratio diamètre/épaisseur inférieur à 42.

Des essais de gonflement hydrauliques ont été menés et expliqués plus en détails lors du premier chapitre. Différents modèles ont ainsi été proposés en prenant en compte différentes hypothèses. Ces essais n'appartenant pas à la base d'identification expérimentale, on se propose alors de tester les modèles proposés et les paramètres identifiés dans le chapitre 2 en simulant les essais de bulge tests. Deux manières de simuler ces essais sont mises en place. Tout d'abord, en simulant les essais sur un VER en utilisant MIC2M. Cela permet de tester les différents modèles analytiques proposés avec différentes façons de piloter l'essai. De cette manière on pourra observer si l'une des lois de comportement proposée se rapproche des résultats d'un des modèles analytiques. Dans un second temps, une simulation éléments finis est effectuée. De cette façon on peut comparer directement les grandeurs numériques obtenues avec les résultats expérimentaux et donc valider ou non l'approche des différents modèles analytiques.

3.4.1 Simulations sur un VER

La loi de comportement utilisée est celle développée dans le chapitre 2. Les paramètres utilisés sont disponibles dans le Tableau 2.3. Dans cette section le procédé de bulge test est simulé sur un VER à l'aide de MIC2M en utilisant l'algorithme de Runge Kutta. Il existe deux manières de piloter cet essai :

- **le pilotage en contraintes imposées**, i.e. $\sigma_{zz} = -\frac{P}{2}$ et $\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = P\frac{R_c}{2e}$. Cette méthode peut cependant amener à des soucis de calculs si l'écroutissage sature ;
- **le pilotage mixte**, $\sigma_{zz} = -\frac{P}{2}$ et $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_{yy}$.

La Figure 3.30 compare les simulations obtenues pour les modèles AFR, NAFR et les différents modèles analytiques pour le cuivre et le cuivre béryllium. Pour rappel, ces modèles permettent de remonter aux contraintes et aux déformations grâce au calcul de l'épaisseur au pôle ainsi qu'au rayon de courbure. Le modèle de Panknin prenant plus particulièrement en compte le rayon de la matrice. On retrouve une combinaison de ces hypothèses dans le Tableau 1.4 ainsi qu'une représentation des graphes contraintes/déformations obtenus pour les deux matériaux sur la Figure 1.33. Différentes méthodes de pilotage des essais sont également testées : le pilotage mixte et le pilotage par contraintes imposées. Concernant le cuivre (Figure 3.30(a) et Figure 3.30(b)), on remarque tout d'abord que les deux méthodes de pilotage ne donnent pas les mêmes résultats. En effet, on observe qu'en pilotant en contraintes imposées on obtient des déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes ce qui n'est pas le

cas avec le pilotage mixte car on fait l'hypothèse d'isotropie au niveau des déformations. Les modèles AFR et NAFR donnent des résultats différents. En effet, le modèle AFR décrit certes mieux le début des courbes analytiques des modèle de Hill-Hill et Hill-Kruglov, peu importe la méthode utilisée, mais après un certain niveau de déformations dépassées, il sous-estime les contraintes. Le modèle NAFR en revanche se rapproche beaucoup plus des valeurs des modèles analytiques. On remarque que des trois hypothèses proposées, notre modèle se rapproche le plus du modèle de Hill-Kruglov que ce soit avec le modèle AFR ou NAFR. En revanche, on peut voir qu'aucune de nos lois ne se rapproche du modèle analytique de Panknin-Kruglov.

Concernant le CuBe (Figure 3.30(c) et Figure 3.30(d)), on observe tout d'abord, comme pour le Cu, que la méthode de pilotage par contraintes imposées amène à des déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes, ce qui est une bonne chose étant donné le comportement anisotrope du CuBe. Comme précisé lors de l'introduction des méthodes de pilotage, la méthode par contraintes imposées peut poser des soucis de calcul si l'écroutissage sature ce qui a été le cas lors des simulations avec le modèle NAFR. Le modèle AFR a cependant donné des résultats sur lesquels on peut s'appuyer pour analyser les différents résultats. On constate clairement que les deux modèles AFR et NAFR fournissent des résultats très différents. En effet, le modèle AFR se rapproche des résultats des modèles de Hill-Hill et de Hill-Kruglov ayant un niveau de contrainte d'environ 1100 MPa. Le modèle NAFR en revanche se rapproche quant à lui plus du modèle analytique de Panknin-Kruglov donnant des contraintes plus élevées supérieures à 1300 MPa, ce modèle rappelons le prenant en compte le rayon de courbure de la matrice.

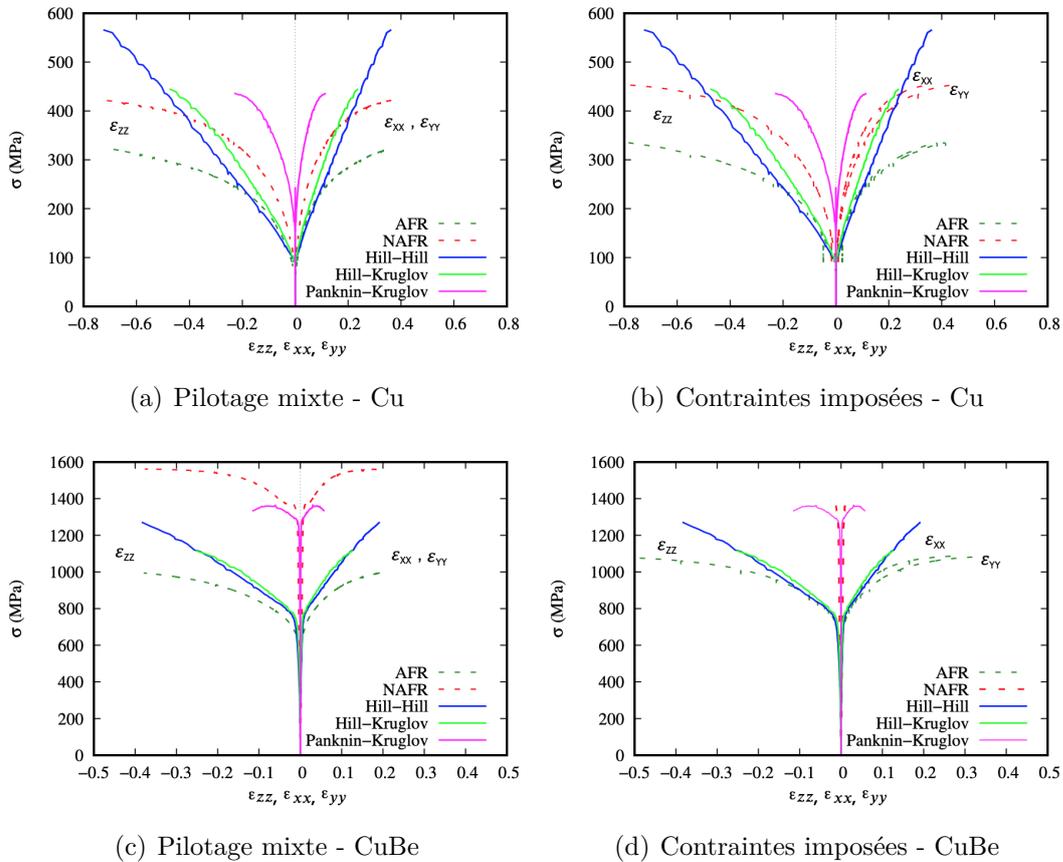


FIGURE 3.30 – Comparaison des simulations obtenues avec les modèles AFR et NAFR pour différents pilotages et différents modèles analytiques de l’essai de bulge test pour le Cu (a) (b) et le CuBe (c) (d).

Les comparaisons entre les simulations faites à partir des modèles AFR et NAFR et les résultats des modèles analytiques ont permis d’apporter différentes informations sur les méthodes de pilotage et sur les modèles numériques et analytiques. En premier lieu, on a pu voir que la méthode par pilotage à contraintes imposées donne des déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes. Comme on a pu le voir lors de la campagne expérimentale le CuBe adopte un comportement anisotrope au niveau des déformations. Le pilotage en contraintes imposées est alors plus judicieux à utiliser dans ce cas. Dans un second temps on a pu observer les différences entre les modèles AFR et NAFR. Pour les deux matériaux, on remarque que le modèle AFR donne des contraintes inférieures au modèle NAFR. Cette différence est d’autant plus marquée pour le CuBe. On remarque également que le modèle de Panknin-Kruglov prenant en compte le rayon de courbure de la matrice amène à des

résultats très différents des deux autres pour le CuBe avec un niveau de contraintes atteint très élevé mais un niveau de déformation atteint plus faible. Ces résultats ne permettent pas de dire quel modèle analytique, et quel pilotage est le meilleur ainsi que du choix du modèle numérique menant au mieux à la prédiction du comportement expérimental. Ils permettent cependant de donner des directions. En effet, le pilotage en contraintes imposées est le plus judicieux si l'on veut prendre en compte l'anisotropie des déformations. Lors du chapitre 2, on a également pu voir que le modèle NAFR se révèle être le plus efficace pour décrire correctement le comportement des deux matériaux étudiés. Enfin concernant les modèles analytiques, il y a clairement une différence entre le modèle de Panknin-Kruglov prenant en compte le rayon de courbure de la matrice et les deux autres. Pour valider ces différentes hypothèses, une simulation éléments finis est primordiale car elle permettra de pouvoir comparer des grandeurs mesurables entre les résultats numériques et expérimentaux.

3.4.2 Simulation par la méthode des éléments finis

Dans cette section, des simulations du procédé de gonflement hydraulique sont mises en place. De cette manière les grandeurs numériques de pression et déplacement peuvent être comparés directement aux valeurs expérimentales. La loi de comportement utilisée est celle développée dans le chapitre 2 avec les paramètres matériaux identifiés associés. Un algorithme dynamique implicite est utilisé de manière à pouvoir utiliser les pas de temps expérimentaux pour pouvoir comparer directement les résultats expérimentaux et numériques. Le modèle NAFR est choisi car les résultats du chapitre 2 ont montré son efficacité. Le modèle n'étant pas encore optimisé à son maximum, des problématiques de convergence liées à des difficultés de gestion du contact sont observées. Pour s'affranchir du contact présent entre la tôle et la matrice lors du bulge test on décide alors de se passer de la matrice. Pour cela différentes conditions limites vont ainsi être étudiées pour essayer de reproduire un minimum son effet.

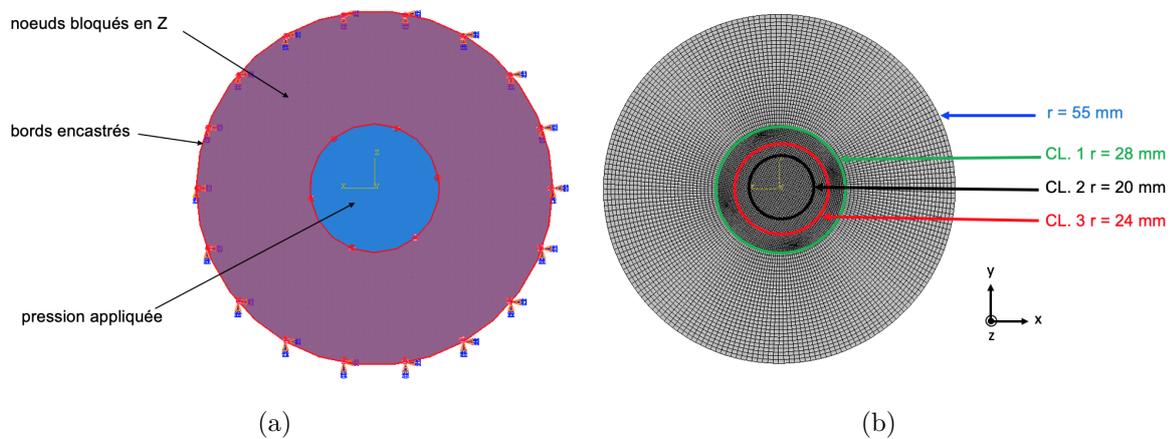


FIGURE 3.31 – Conditions aux limites imposées lors de l’essai de gonflement.

La Figure 3.31 montre les différentes conditions aux limites utilisées pour les simulations de l’essai de bulge test ainsi que le maillage utilisé. Des éléments solides à 8 nœuds d’intégration sont utilisés (29754 éléments C3D8). Les bords extérieurs de la tôle sont encastrés. Les déplacements des nœuds de la surface de la tôle sont bloqués en Z jusqu’à la zone où est appliquée la pression de sorte à reproduire l’effet de la matrice maintenant la tôle. Enfin, différents diamètres de cercles sur lesquels sont appliqués la pression sont testés afin d’essayer de reproduire la matrice expérimentale.

La Figure 3.32 compare les courbes pression-déplacement numériques et expérimentales pour le Cu et le CuBe. On retrouve ainsi les résultats des simulations en fonction des différents rayons de cercles sur lesquels sont appliqués la pression. La Figure 3.32(a) présente les résultats pour le cuivre, on observe ainsi qu’avec un rayon $r=20$ mm la pression simulée est plus importante qu’expérimentalement avec un déplacement au pôle moins important. À l’opposé avec le rayon $r=28$ mm la pression est cette fois-ci sous-estimée avec un déplacement au dôme plus important. Le rayon $r=24$ mm est alors un bon compromis puisque l’on observe que tout le début de la courbe jusqu’à un déplacement de 10 mm est correctement décrit. Concernant le CuBe (Figure 3.32(b)), comme pour le cuivre on observe qu’un rayon de $r=20$ mm entraîne une pression beaucoup plus grande avec déplacement au pôle très inférieur aux résultats expérimentaux. Cependant, avec ce rayon, le début de la courbe jusqu’à 1,5 mm de déplacement est mieux décrit que pour les deux autres rayons. Le cercle sur lequel est appliqué la pression étant plus petit on contraint légèrement plus la plaque comme le ferait la matrice. Les simulations avec le

rayon de $r = 28$ mm donnent pour leur part comme pour le cuivre un déplacement au pôle plus grand avec une pression plus petite que l'expérience. Le rayon $r = 24$ mm est alors également un bon compromis pour représenter le comportement sans ajouter en plus dans la simulation les matrices induisant du contact.

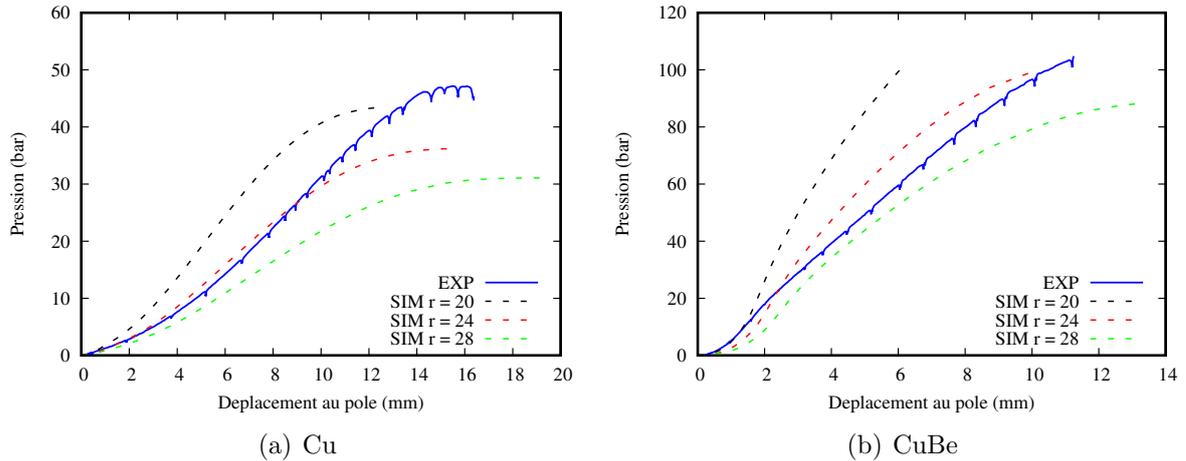


FIGURE 3.32 – Comparaison des courbes de pression-déplacement simulées pour différentes surfaces de pression par rapport aux résultats expérimentaux.

Les résultats de cette étude sur les conditions aux limites à utiliser pour essayer de reproduire les effets de la matrice sans la prendre en compte dans le modèle éléments finis ont montré qu'en utilisant un rayon $r=24$ mm pour définir une surface sur laquelle est appliquée la pression est un bon compromis. On peut alors observer les contraintes et déformations obtenues avec cette configuration. On peut comparer ces résultats avec ceux des modèles analytiques proposés pour voir si l'un deux se rapproche des résultats obtenus en simulations. De cette manière on peut valider ou non les différentes hypothèses proposées par ces modèles analytiques pour voir si l'on peut les appliquer dans notre cas et ainsi les utiliser pour tracer les graphes contraintes-déformations sans utiliser un modèle éléments finis.

La Figure 3.33 représente les simulations à la fin de l'essai de gonflement hydraulique. On observe ainsi le dôme qui s'est formé suite à la pression injectée. Ici on retrouve les résultats de déplacements selon l'axe Z.

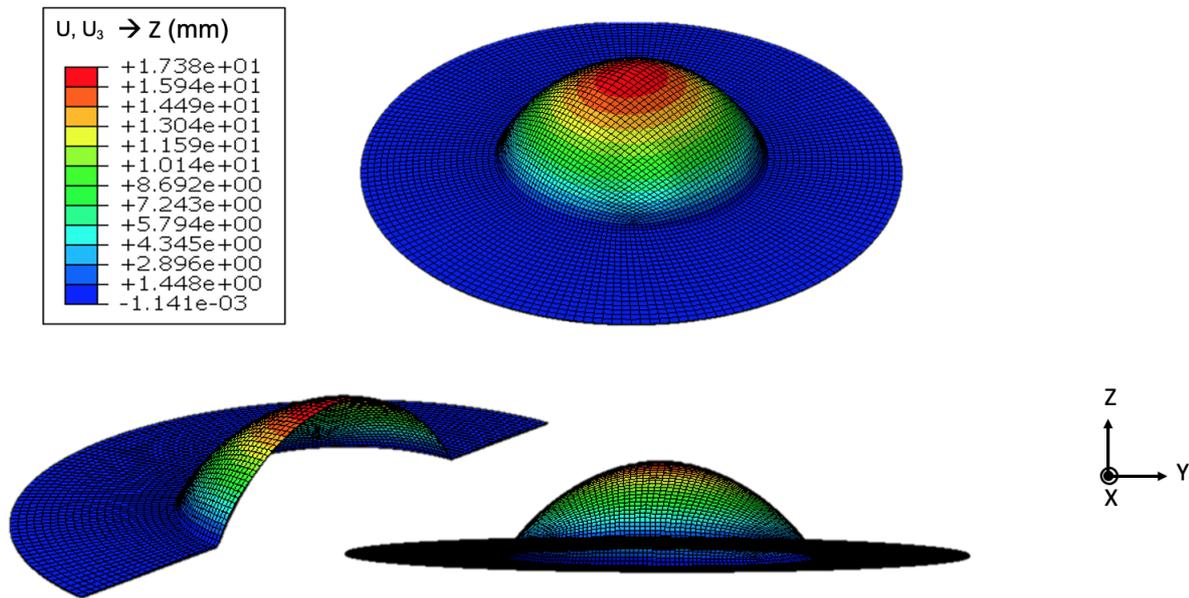


FIGURE 3.33 – Déplacement au pôle après gonflement sur l'éprouvette de Cu à la fin de la simulation.

La Figure 3.34 compare les résultats des contraintes et déformations au pôle obtenues lors des simulations éléments finis avec la condition aux limites en $r = 24$ mm aux résultats obtenus avec les différents modèles analytiques proposés. Concernant le cuivre (Figure 3.34(a)), on remarque que les résultats numériques sont assez différents de ceux des trois modèles analytiques, ils ont tout de même tendance à plutôt se rapprocher de ceux de Hill-Hill et Hill-Kruglov mais sont très loin de ceux de Panknin-Kruglov. Pour le CuBe (Figure 3.34(b)) le même constat est fait, les résultats numériques sont plus proches des modèles de Hill-Hill et Hill-Kruglov qui sont quasiment équivalents pour le CuBe. On remarque également que les résultats des simulations se retrouvent entre les modèles de Hill-Hill / Hill-Kruglov et Pankin-Kruglov. On constate également qu'on obtient pour les deux matériaux des déformations ε_{xx} et ε_{yy} légèrement différentes avec la simulation EF ce qui rappelle les résultats obtenus avec le pilotage mixte. Cela montre que notre modèle EF prend bien en compte l'anisotropie de déformation comme observée expérimentalement.

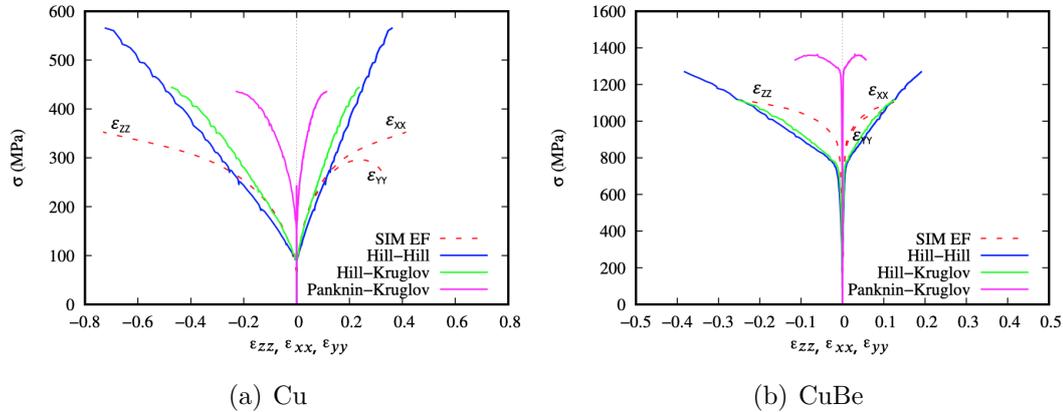


FIGURE 3.34 – Comparaison des résultats issus de la simulations EF avec les différents modèles analytiques (a) Cu (b) CuBe.

La comparaison des résultats numériques de la simulation EF et des modèles analytiques montre que pour le CuBe les résultats se situent plus près des modèles de Hill-Hill et Hill-Kruglov tout comme les résultats obtenus pour le cuivre. Ceci est tout à fait normal puisque le modèle ne prend pas en compte le rayon de la matrice comme le fait le modèle analytique de Panknin-Kruglov. On remarque également que les déformations ε_{xx} et ε_{yy} sont légèrement différentes ce qui rappelle les résultats des caractérisations expérimentales du chapitre 1 au niveau de l'anisotropie des matériaux. Ces résultats restent cependant à prendre avec retenue car le modèle ne prend pas en compte l'interaction avec la matrice et en particulier le rayon de la matrice. Il n'est donc pas possible pour le moment de le comparer avec le modèle de Panknin-Kruglov.

3.4.3 Conclusion sur l'essai de gonflement hydraulique

Dans cette section le procédé de gonflement hydraulique a été étudié. Les essais expérimentaux de bulge tests ayant été analysés de manière plus précise lors de la campagne de caractérisation du chapitre 1 on s'intéresse ici plutôt à l'aspect numérique de ces essais. Tout d'abord une première partie est consacrée à la simulation de l'essai avec un VER en utilisant MIC2M. On cherche ici à comparer les résultats de nos modèles AFR et NAFR développés lors du chapitre 2 aux résultats des différents modèles analytiques proposés. Deux méthodes pour piloter l'essai sont alors possibles, soit un pilotage mixte, soit un pilotage en contraintes imposées. En utilisant ce dernier, on remarque que l'on obtient des

déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes, ce modèle est donc plus judicieux à utiliser car comme on a pu le constater expérimentalement les matériaux ne sont pas totalement isotropes, notamment le CuBe qui présente une anisotropie en déformation. Les simulations sur le cuivre montrent que le modèle NAFR se rapproche le plus de l'hypothèse de Hill-Kruglov. Concernant le CuBe les résultats sont plus différents. En effet, un écart assez important est observé entre les modèles AFR et NAFR. Le modèle AFR se rapproche plus des hypothèses de Hill-Hill et Hill-Kruglov alors que le modèle NAFR se rapproche du modèle analytique de Panknin-Kruglov, ce dernier prenant en compte le rayon de courbure de la matrice. Un modèle éléments finis est alors construit pour confirmer les résultats obtenus. L'implémentation du modèle de comportement proposé dans un code de calcul éléments finis n'étant pas encore assez optimisée pour simuler des interactions de contact entre la tôle et la matrice, on décide de tester différentes conditions limites pour essayer de reproduire les effets de la matrice. À l'issue des résultats des simulations des différentes conditions aux limites, on conserve un cercle ayant un rayon de $r=24$ mm. Ces résultats se rapprochant le plus des grandeurs observées expérimentalement. Les contraintes et déformations obtenues pour les simulations sur le cuivre se rapprochent plus des modèles de Hill-Hill et Hill-Kruglov puisque le rayon matrice n'est pas considéré. Concernant le CuBe les résultats des simulations se retrouvent entre les différents modèles analytiques mais se rapprochent tout de même plus des modèles de Hill-Hill et Hill-Kruglov. On constate également que l'on obtient des déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes pour les deux matériaux avec la simulation EF ce qui rappelle les résultats obtenus avec le pilotage mixte. Ces résultats sont alors plus proches des résultats expérimentaux. En effet, on a pu voir lors de la caractérisation expérimentale que les matériaux n'adoptent pas un comportement totalement isotrope en déformation. Cela confirme l'effet en bulge test de cette anisotropie sur les déformations. Globalement si l'on combine les résultats des différentes études numériques si l'on voulait ne pas utiliser de modèle EF, on pourrait utiliser le modèle analytique de Hill-Kruglov et le pilotage en contraintes imposées pour reproduire le comportement expérimental anisotrope des déformations notamment pour le CuBe. Ces résultats sont cependant à prendre avec précautions car ici on néglige totalement les interactions de contact avec la matrice en ne l'incluant pas dans le modèle EF. Celle-ci est un élément essentiel à prendre en compte car si l'on se base sur les hypothèses de Hill si le rapport $R_c \ll D_c/20$ (R_c étant le rayon de courbure de la matrice et D_c le diamètre de la matrice), alors on peut négliger les effets de la matrice. Dans notre cas $R_c \gg D_c/20$ on ne peut donc pas négliger les effets de la matrice. Il est donc important d'inclure la matrice lors des prochaines simulations. Il

aurait été aussi intéressant de faire de la corrélation d'images sur l'essai de bulge test lors de la campagne expérimentale, de cette manière on aurait pu connaître directement ε_{xx} et ε_{yy} et les comparer aux résultats des différentes simulations et modèles analytiques. Une analyse tomographique des éprouvettes juste avant leur rupture aurait également été intéressante car on peut accéder directement à l'épaisseur au pôle ainsi qu'au rayon de courbure à un état donné. On peut donc comparer ces grandeurs à celles obtenues avec les modèles analytiques pour les discriminer en comparaison avec les résultats expérimentaux.

3.5 Conclusion du chapitre

Ce chapitre a permis l'étude de plusieurs procédés de mise en forme dont un procédé de micro-formage incrémental, un procédé de cambrage et enfin un procédé de gonflement hydraulique. Le modèle de comportement proposé dans le chapitre 2 ayant nécessité plusieurs mois pour être totalement implémenté dans un code de calcul éléments finis, les deux premiers procédés sont simulés avec une loi de comportement permettant de reproduire un écrouissage isotrope dans le cadre de la plasticité non-associée. Premièrement une étude est menée sur le procédé de μ SPIF. Il s'agit de former de manière incrémentale une pyramide à base carrée à l'aide d'un outil à bout hémisphérique de petite dimension. Dans un premier temps une campagne expérimentale est menée, elle permet ainsi d'optimiser les paramètres utilisés lors du procédé et également de choisir un matériau de matrice adéquat. Une analyse par tomographie montre un amincissement de la tôle au niveau du passage de l'outil ainsi que l'apparition de bourrelets pour le cuivre. Dans un deuxième temps, une étude numérique est mise en place. Après une étude des conditions limites, les simulations mettent surtout en avant l'incapacité de loi de comportement à reproduire le comportement du CuBe. En effet, on arrive à retrouver les forces de formage du cuivre possédant un écrouissage isotrope mais pas celui du CuBe exhibant un écrouissage cinématique. Au niveau des profils d'épaisseur on retrouve le même phénomène d'amincissement des tôles au niveau du passage de l'outil que ce soit expérimentalement ou numériquement. Un procédé de cambrage est ensuite étudié. Il s'agit du cambrage d'une fourchette d'embrayage d'un mouvement de chronographe. Un dispositif est spécifiquement conçu pour reproduire le cambrage de la pièce. Une fois les pièces pliées celles-ci sont directement passées au tomographe afin d'obtenir leur profil de forme et d'épaisseur. On observe alors un retour élastique beaucoup plus important pour le CuBe que pour le Cu. Des simulations éléments finis sont alors mises en place et permettent d'observer le même phénomène

qu'expérimentalement i.e., un retour élastique assez important pour le CuBe. Les résultats numériques sont cependant assez éloignés des résultats expérimentaux car comme lors de l'étude du procédé précédent la loi de comportement utilisée ne reproduit pas l'écroutissement cinématique.

Enfin, le procédé de gonflement hydraulique est étudié. Dans cette section une étude numérique est faite, les essais expérimentaux étant développés en détails dans le chapitre 1. Plusieurs modèles analytiques sont proposés pour accéder aux courbes contraintes-déformations à l'aide de différentes hypothèses concernant le calcul de l'épaisseur au pôle et du rayon de courbure. Deux types d'études sont ainsi menées. Tout d'abord, des simulations avec les modèles AFR et NAFR proposés dans le chapitre 2 sur des VER. De cette manière on peut voir si l'un des modèles analytiques proposés se rapproche des modèles numériques. Deux méthodes pour piloter les essais sont possibles (mixte et contraintes imposées) et amènent à des résultats différents. Au vu des résultats on peut dire que la méthode en pilotage par contraintes imposées avec le modèle NAFR tend à se rapprocher du modèle analytique de Hill-Kruglov pour le cuivre. Concernant le CuBe les résultats sont plus mitigés. Une étude éléments finis est donc intéressante à mener pour analyser plus finement ces résultats. Cette fois-ci la loi de comportement proposée dans le chapitre 2 est utilisée. Cette loi n'étant encore pas totalement optimisée pour gérer des interactions de contact entre différents éléments du modèle, comme ici dans notre cas, des interactions outils/tôles. Il est alors décidé de ne pas inclure les matrices lors des simulations. Plusieurs conditions limites sont ainsi testées dans le but de reproduire au mieux les résultats de pression-déplacement expérimentaux. Les résultats des simulations se rapprochent alors de ceux obtenus avec le pilotage par contraintes imposées. En effet, on retrouve des déformations ε_{xx} et ε_{yy} différentes, ce qui correspond plus aux résultats des caractérisations expérimentales où l'on a notamment pu observer le comportement anisotrope du CuBe. Les résultats numériques se rapprochent également plus des modèles de Hill-Kruglov. Ces résultats restent cependant limités car on néglige la matrice et toutes les interactions de contact la liant à la tôle. Il est donc important d'inclure la matrice lors des prochaines simulations. Ce chapitre a alors permis de mettre en avant le modèle de comportement développé lors du chapitre 2. En effet, on a pu voir qu'un modèle permettant seulement de prendre en compte un écroutissement isotrope est dans l'incapacité de reproduire fidèlement le comportement de matériaux comme le CuBe exhibant un écroutissement cinématique. Il serait également important de continuer à optimiser notre modèle dans le but de pouvoir simuler des interactions de contact entre les outils et les

tôles. En effet, comme on a pu le constater lors de l'étude du gonflement hydraulique, il est important de prendre en compte les matrices pour reproduire au mieux les conditions expérimentales.

CONCLUSION GÉNÉRALE ET PERSPECTIVES

Conclusions générales

Le but de ce travail de thèse est de mettre en place la modélisation d'une loi de comportement permettant de simuler des essais de mise en forme sur des tôles ultra-fines et notamment sur des alliages cuivreux.

Des tôles en cuivre d'épaisseur 0,24 mm et en cuivre béryllium d'épaisseur 0,20 mm sont ainsi étudiées dans un premier temps au niveau microstructural. En effet, le nombre et la taille de grains présents dans l'épaisseur de la tôle ainsi que leur orientation joue un rôle très important sur le comportement mécanique. Cette caractérisation mène à classer les tôles étudiées dans la catégorie des tôles minces ou ultra-minces. Les résultats des analyses EBSD permettent ainsi de pouvoir situer les tôles de cuivre dans la catégorie des tôles ultra-fines. Le CuBe quant à lui se situe tout juste entre les tôles fines et ultra-fines. Les observations des figures de pôles permettent également de voir que le cuivre ne possède aucune orientation préférentielle contrairement au CuBe qui en possède. Une caractérisation mécanique est ensuite mise en place à l'aide d'essai de traction à rupture, de cisaillement monotone et de cisaillement cyclique. À l'issue de cette campagne expérimentale il est conclu que le cuivre possède un comportement isotrope en contrainte et en déformation ainsi qu'un écrouissage isotrope. On observe en revanche un tout autre comportement pour le CuBe. En effet, ce dernier possède une anisotropie en contrainte et en déformation ainsi qu'un écrouissage cinématique.

À la vue de toutes ces observations expérimentales, deux modèles élasto-viscoplastiques sont proposés : un dans le cadre de la plasticité associée et l'autre utilisant la plasticité non-associée. Ces deux modèles sont capables de prendre en compte l'anisotropie observée expérimentalement ainsi que de générer un écrouissage mixte à l'aide d'un terme modulant la fraction d'écrouissage cinématique à prendre en compte. Les paramètres matériaux de ces modèles sont identifiés à l'aide d'un algorithme de minimisation en prenant pour base de données d'identification les essais de traction, cisaillement monotone et cisaillement

cyclique. Une comparaison des simulations de ces tests entre les modèles AFR et NAFR met en avant le modèle NAFR reproduisant beaucoup mieux les résultats expérimentaux.

Différents procédés de mise en forme sont analysés. Un procédé de μ SPIF, un procédé de pliage et enfin un procédé de gonflement hydraulique. Premièrement, une large étude expérimentale est menée sur le procédé de μ SPIF, une pyramide à base carrée est formée incrémentalement à l'aide d'un outil à bout hémisphérique. Différentes stratégies de formages sont étudiées ainsi que différents paramètres liés à la machine de manière à optimiser le procédé. Une étude est également faite sur le matériau de la matrice à privilégier. On cherche ensuite à simuler ce procédé avec une loi de comportement utilisant la plasticité non-associée mais ne pouvant décrire qu'un écrouissage isotrope. Les résultats montrent alors vite les limites de cette loi. En effet, concernant le cuivre la loi arrive à reproduire fidèlement les forces de formage expérimentales en revanche pour ce qui est du CuBe plus les incréments avancent moins la corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux est bonne. Ceci est dû au fait que la loi n'est pas capable de reproduire l'écrouissage cinématique présent dans le CuBe. Dans un second temps, le procédé de cambrage de mécanisme de sonnerie de montre est étudié à l'aide d'un dispositif conçu spécifiquement pour reproduire les chemins de déformations subis par la tôle. Les pièces sont directement analysées par tomographies à rayons X et on peut clairement observer un important retour élastique de la part du CuBe. Des simulations sont faites avec la loi NAFR isotrope, elles montrent également ce phénomène de retour élastique présent sur le CuBe. Les résultats sont cependant assez éloignés des résultats expérimentaux car la loi utilisée n'est toujours pas assez performante pour reproduire le comportement mécanique expérimental des matériaux étudiés. Enfin, le procédé de gonflement hydraulique est étudié. Le procédé est simulé avec les modèles AFR et NAFR développés dans le chapitre 2. On cherche à observer si l'un de nos modèles se rapproche de l'un des différents modèles analytiques proposés. L'avantage d'un modèle éléments finis est de ne pas faire d'hypothèses d'isotropie ou de négliger la flexion comme le font les modèles analytiques pour remonter aux contraintes et aux déformations. Malgré le fait que la matrice ne soit pas prise en compte dans notre étude on arrive à retrouver des résultats numériques assez proches des résultats expérimentaux au niveau des graphes pression-déplacement. L'étude des différents procédés a surtout mis en avant qu'une loi prenant seulement en compte un écrouissage isotrope n'est pas capable de reproduire correctement le comportement de tous les matériaux. En effet, on a pu observer des écarts significatifs entre les résultats numériques du cuivre et du cuivre béryllium, l'un ayant un comportement isotrope que la

loi peut reproduire et l'autre possédant un écrouissage cinématique difficilement représenté avec ce modèle. Le modèle développé dans le chapitre 2 est donc adapté pour décrire le comportement de tout un panel d'alliages cuivreux pouvant avoir des comportements différents.

Perspectives

À l'issue de ce travail de thèse, quelques pistes d'améliorations et de perspectives de travail sont possibles. Tout d'abord au niveau expérimental, il serait intéressant d'effectuer des essais de cisaillement à $45^\circ/\text{DL}$. En effet, ces essais permettent de déterminer les coefficients de Hill que l'on a considéré dans ce travail comme constants et égaux aux valeurs isotropes. Il serait alors intéressant de vérifier cette hypothèse. La corrélation d'images pourrait être utilisée lors des essais de bulge tests. De cette manière on pourrait accéder directement aux valeurs des déformations ε_{11} et ε_{22} au lieu de les considérer égales. Les échantillons pourraient également être analysés par tomographie à un moment donné de l'essai, de cette manière on pourrait accéder directement au rayon de courbure et à l'épaisseur au pôle de la sphère. On pourrait donc vérifier et valider les hypothèses qui amènent au calcul de ces grandeurs.

Au niveau de l'identification des paramètres un couplage entre un logiciel éléments finis et MIC2M a été mis en place de manière à pouvoir récupérer directement les résultats sur des essais plus représentatifs qu'un VER. Il s'agit des essais de glissement car on tente de se rapprocher au plus des conditions expérimentales. Ces identifications sont cependant beaucoup plus coûteuses en temps. Il serait intéressant d'utiliser directement l'essai de formage incrémental sur des trajectoires plus courtes et moins complexes que la pyramide comme présenté par Hapsari et al. 2017 [124].

Au niveau de la modélisation numérique, il faut continuer à optimiser notre modèle de manière à ce qu'il gère mieux les interactions de contact. De cette façon on pourra mieux reproduire les conditions expérimentales des essais. On pourra par exemple reproduire fidèlement l'essai de bulge test en y incluant les matrices qui sont importantes à prendre en compte dans ce type d'essai. Enfin, un autre critère de plasticité comme celui de Barlat pourrait être implémenté et testé pour voir si l'on arrive à encore mieux reproduire les comportements expérimentaux.

BIBLIOGRAPHIE

1. GALINDO-NAVA, E. & Rivera-Díaz-del CASTILLO, P., A thermodynamic theory for dislocation cell formation and misorientation in metals, *Acta Materialia* **60**, 4370-4378 (2012).
2. KELLER, C., HUG, E., RETOUX, R. & FEAUGAS, X., TEM study of dislocation patterns in near-surface and core regions of deformed nickel polycrystals with few grains across the cross section, *Mechanics of Materials* **42**, 44-54 (jan. 2010).
3. ZHOU, X.-P., ZHANG, T. & QIAN, Q.-H., A two-dimensional ordinary state-based peridynamic model for plastic deformation based on Drucker-Prager criteria with non-associated flow rule, *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences* **146**, 104857 (oct. 2021).
4. HALL, E., Deformation and ageing of mild steel, *Physical Society— Proceeding* **64**, 747–753 (1951).
5. PETCH, N. J., Cleavage strength of polycrystals, *Iron and Steel Institute* **174**, 25-28 (1953).
6. GAU, J.-T., PRINCIPE, C. & WANG, J., An experimental study on size effects on flow stress and formability of aluminum and brass for microforming, *Journal of Materials Processing Technology* **184**, 42-46 (2007).
7. KELLER, C. & HUG, E., Kocks-Mecking analysis of the size effects on the mechanical behavior of nickel polycrystals, *International Journal of Plasticity* **98**, 106-122 (nov. 2017).
8. 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).
9. TRAN, M. T., WANG, H., LEE, H. W. & KIM, D.-K., Crystal plasticity finite element analysis of size effect on the formability of ultra-thin ferritic stainless steel sheet for fuel cell bipolar plate, *International Journal of Plasticity* **154**, 103298 (2022).

-
10. FURUSHIMA, T., TSUNEZAKI, H., MANABE, K.-i. & 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).
 11. HOFFMANN, H. & HONG, S., Tensile Test of very thin Sheet Metal and Determination of Flow Stress Considering the Scaling Effect, *CIRP Annals* **55**, 263-266 (2006).
 12. HANSEN, The effect of grain size and strain on the tensile flow stress of aluminium at room temperature, *Acta Metallurgica* **25**, 863-869 (1977).
 13. VOLLERTSEN, F., SCHULZE NIEHOFF, H. & HU, Z., State of the art in micro forming, en, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **46**, 1172-1179 (2006).
 14. MAHABUNPHACHAI, S. & KOÇ, M., Investigation of size effects on material behavior of thin sheet metals using hydraulic bulge testing at micro/meso-scales, *International Journal of Machine Tools and Manufacture* **48**, 1014-1029 (2008).
 15. GEIGER, M., KLEINER, M., ECKSTEIN, R., TIESLER, N. & ENGEL, U., Microforming (2001).
 16. ZHANG, P., WANG, H., WANG, C., ZHU, Q. & CHEN, G., Explanation of the size effect on the flow stress of thin sheet based on the size of dislocation cell, *Materials Science and Engineering : A* **766**, 138331 (2019).
 17. SINCLAIR, C., POOLE, W. & BRÉCHET, Y., A model for the grain size dependent work hardening of copper, *Scripta Materialia* **55**, 739-742 (2006).
 18. CHAN, W. L. & FU, M. W., Studies of the interactive effect of specimen and grain sizes on the plastic deformation behavior in microforming, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **62**, 989-1000 (2012).
 19. ZHENG, J.-Y., WANG, J. & FU, M., Experimental and numerical study of the size effect on compound Meso/Microforming behaviors and performances for making bulk parts by directly using sheet metals, *Journal of Manufacturing Processes* **66**, 506-520 (2021).
 20. ENGEL, U., MESSNER, A & TIESLER, N, Cold Forging of Microparts, *Effect of Minutization on Friction. In : Chenot, J.L. et al (Eds.) : Proceedings of the 1" ESAFORM Conf. on Materials Forming, Sophia Antipolis, France* **25**, 77-80.

-
21. MENG, B. & FU, M., Size effect on deformation behavior and ductile fracture in microforming of pure copper sheets considering free surface roughening, *Materials & Design* **83**, 400-412 (2015).
 22. AMELIRAD, O. & ASSEMPOUR, A., Experimental and crystal plasticity evaluation of grain size effect on formability of austenitic stainless steel sheets, *Journal of Manufacturing Processes* **47**, 310-323 (2019).
 23. KALS, T. A. & ECKSTEIN, R, Miniaturization in Metal Working, *Journal of Material Processing Technology* **103**, 95-101 (2000).
 24. HE, W., WAN, M. & MENG, B., Size effect on nonlinear unloading behavior and Bauschinger effect of Ni-based superalloy ultrathin sheet, *International Journal of Mechanical Sciences* **231**, 107-563 (2022).
 25. J., B., Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmoduls, **verschiedener, Metalle. Civiling N.F. 27 (19)**, 289-348 (1881).
 26. CIEMIOREK, M., CHROMINSKI, W., OLEJNIK, L. & LEWANDOWSKA, M., Evaluation of mechanical properties and anisotropy of ultra-fine grained 1050 aluminum sheets produced by incremental ECAP, *Materials & Design* **130**, 392-402 (2017).
 27. RAUEA, L. & GOVAERT, A. M., Size Effects in Processing Metal Sheets, *Journal of Material Processing Technology* **115**, 44-48 (2001).
 28. HAOUAOU, M., KARAMAN, I. & MAIER, H., Flow stress anisotropy and Bauschinger effect in ultrafine grained copper, *Acta Materialia* **54**, 5477-5488 (déc. 2006).
 29. ADZIMA, F., BALAN, T., MANACH, P., BONNET, N. & TABOUROT, L., Modélisation et simulation de procédés de mise en forme de tôles métalliques ultrafines, fr, *International Journal of Plasticity* **94**, 171-191 (2017).
 30. BRON, F. & BESSON, J., A yield function for anisotropic materials. Application to aluminum alloys. *International Journal of Plasticity* **20**, 937-963 (2004).
 31. HILL, R., A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* **193**, 281-297 (1947).
 32. 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).

-
33. CHEN, S., LIU, X. & LIU, L., Effects of grain size and heterogeneity on the mechanical behavior of foil rolling, *International Journal of Mechanical Sciences* **100**, 226-236 (2015).
 34. FÜLÖP, T., BREKELMANS, W. & GEERS, M., Size effects from grain statistics in ultra-thin metal sheets, *Journal of Materials Processing Technology* **174**, 233-238 (2006).
 35. KIM, G.-Y., NI, J. & KOÇ, M., Modeling of the Size Effects on the Behavior of Metals in Microscale Deformation Processes, *Journal of Manufacturing Science and Engineering* **129**, 470-476 (2007).
 36. <https://www.icdd.com>.
 37. HILL, R., A theory of the plastic bulging of a sheet metal diaphragm by lateral pressure, *Philosophical Magazine* **42**, 1113-1142 (1950).
 38. KRUGLOV, A., ENIKEEV, F. & LUTFULLIN, R., Superplastic forming of a spherical shell out a welded envelope, *Materials Science and Engineering* **A323**, 416-426 (2002).
 39. CHAKRABARTY, J. & ALEXANDER, J., Hydrostatic bulging of circular diaphragms, *Journal of Strain Analysis* **5 (3)**, 155-161 (1970).
 40. PANKNIN, W., Der hydraulische Tiefungsversuch und die Ermittlung von Fließkurven (The hydraulic bulge test and the determination of the flow stress curves), Dissertation, *Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany* (1959).
 41. GUTSCHER, G., WU, H., NGAILE, G. & ALTAN, T., Determination of flow stress for sheet metal forming using the viscous pressure bulge (VPB) test, *Journal of Materials Processing Technology* **146**, 1-7 (2004).
 42. DUDDERAR, D., KOCH, F. B. & DOERRIES, E., Measurement of the shapes of foil bulge-test samples, *Experimental Mechanics* **17 (4)**, 133-140 (1977).
 43. MICHEL, J. & PICART, P., Size effects on the constitutive behaviour for brass in sheet metal forming, *Journal of Materials Processing Technology* **141**, 439-446 (2003).
 44. SLOTA, J. & SPISAK, E., Determination of flow stress by the hydraulic bulge test, *Metalurgija* **47**, 13-17 (2008).

-
45. RICHARD, F., *MIC2M Software : Modeling and Identification of the Mechanical Behavior of Materials* 2000.
 46. RICHARD, F., *Identification du comportement et évaluation de la fiabilité des composites stratifiés* thèse de doct. (Thèse de doctorat Université de Franche-Comté, 1999).
 47. RICHARD, F., VILLARS, M. & THIBAUD, S., Viscoelastic modeling and quantitative experimental characterization of normal and osteoarthritic human articular cartilage using indentation, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials* **24**, 41-52 (2013).
 48. HILL, R., A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals, *Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences* **193**, 281-297 (1947).
 49. HILL, R., in *Advances in Applied Mechanics* 1-75 (Elsevier, 1979).
 50. HILL, R., Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **38**, 405-417 (1990).
 51. BARLAT, F. & LIAN, J., Plastic behavior and stretchability of sheet metals, *International Journal of Plasticity* **5**, 51-66 (1989).
 52. HOSFORD, W., Comments on anisotropic yield criteria, *International Journal of Mechanical Sciences* **27**, 423-427 (1985).
 53. YOON, J., YANG, D. & CHUNG, K., Elasto-plastic finite element method based on incremental deformation theory and continuum based shell elements for planar anisotropic sheet materials, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **174**, 23-56 (1999).
 54. BANABIC, D., ARETZ, H., COMSA, D. & PARAIANU, L., An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets, *International Journal of Plasticity* **21**, 493-512 (2005).
 55. BANABIC, D., BARLAT, F., CAZACU, O. & KUWABARA, T., Advances in anisotropy and formability, *International Journal of Material Forming* **3**, 165-189 (2010).
 56. YOSHIDA, F., HAMASAKI, H. & UEMORI, T., A user-friendly 3D yield function to describe anisotropy of steel sheets, *International Journal of Plasticity* **45**, 119-139 (2013).

-
57. ARETZ, H., A simple isotropic-distortional hardening model and its application in elastic–plastic analysis of localized necking in orthotropic sheet metals, *International Journal of Plasticity* **24**, 1457-1480 (2008).
 58. BARLAT, F. *et al.*, Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1 : theory, *International Journal of Plasticity* **19**, 1297-1319 (2003).
 59. J., B., Ueber die Veränderung der Elasticitätsgrenze und des Elasticitätsmoduls, **verschiedener, Metalle. Civiling N.F. 27 (19)**, 289-348 (1881).
 60. PRAGER, W., Recent Developments in the Mathematical Theory of Plasticity, *Journal of applied physics*, 8 (2014).
 61. ZIEGLER, H., A modification of Prager’s hardening rule, *Quarterly of Applied Mathematics* **17**, 55-65 (1959).
 62. ARMSTRONG, P. J. & FREDERICK, C. O., A Mathematical Representation of the Multiaxial Bauschinger Effect, 24.
 63. BARLAT, F., GRACIO, J. J., LEE, M., RAUCH, E. F. & VINCZE, G., An alternative to kinematic hardening in classical plasticity, *International Journal of Plasticity* **27**, 1309-1327 (2011).
 64. BARLAT, F. *et al.*, Extension of homogeneous anisotropic hardening model to cross-loading with latent effects, *International Journal of Plasticity* **46**, 130-142 (2013).
 65. BARLAT, F. *et al.*, Enhancements of homogenous anisotropic hardening model and application to mild and dual-phase steels, *International Journal of Plasticity* **58**, 201-218 (2014).
 66. CAZACU, O & BARLAT, F., A criterion for description of anisotropy and yield differential effects in pressure-insensitive metals, *International Journal of Plasticity* **20**, 2027-2045 (2004).
 67. YOSHIDA, F., HAMASAKI, H. & UEMORI, T., Modeling of anisotropic hardening of sheet metals including description of the Bauschinger effect, *International Journal of Plasticity* **75**, 170-188 (2015).
 68. WALI, M., CHOUCHENE, H., BEN SAID, L. & DAMMAK, F., One-equation integration algorithm of a generalized quadratic yield function with Chaboche non-linear isotropic/kinematic hardening, *International Journal of Mechanical Sciences* **92**, 223-232 (2015).

-
69. CHABOCHE, J. L. & ROUSSELIER, G., On the Plastic and Viscoplastic Constitutive Equations—Part I : Rules Developed With Internal Variable Concept, *Journal of Pressure Vessel Technology* **105**, 153-158 (1983).
 70. BADREDDINE, H., SAANOUNI, K., LABERGÈRE, C. & DUVAL, J., Effect of the kinematic hardening on the plastic anisotropy parameters for metallic sheets, *Comptes Rendus Mécanique* **346**, 678-700 (2018).
 71. ZHOU, X., ZHANG, T. & QIAN, Q., A two-dimensional ordinary state-based peridynamic model for plastic deformation based on Drucker-Prager criteria with non-associated flow rule, *International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences* **146**, 1337-1365 (2021).
 72. LEE, E., STOUGHTON, T. B. & YOON, J., A yield criterion through coupling of quadratic and non-quadratic functions for anisotropic hardening with non-associated flow rule, *International Journal of Plasticity* **99**, 120-143 (2017).
 73. QUACH, H. & KIM, Y., Effect of non-associated flow rule on fracture prediction of metal sheets using a novel anisotropic ductile fracture criterion, *International Journal of Mechanical Sciences* **195**, 106-224 (2021).
 74. PHAM, Q., LEE, B., PARK, K. & KIM, Y., Influence of the post-necking prediction of hardening law on the theoretical forming limit curve of aluminium sheets, *International Journal of Mechanical Sciences* **140**, 521-536 (2018).
 75. KIM, J., PHAM, Q. & KIM, Y., Thinning prediction of hole-expansion test for DP980 sheet based on a non-associated flow rule, *International Journal of Mechanical Sciences* **191**, 106067 (2021).
 76. BOUHAMED, A., MARS, J., JRAD, H., WALI, M. & DAMMAK, F., Experimental and numerical methodology to characterize 5083-aluminium behavior considering non-associated plasticity model coupled with isotropic ductile damage, *International Journal of Solids and Structures* **229**, 111139 (2021).
 77. HOU, Y. *et al.*, A non-quadratic pressure-sensitive constitutive model under non-associated flow rule with anisotropic hardening : Modeling and validation, *International Journal of Plasticity* **135**, 102808 (2020).
 78. PARK, N., STOUGHTON, T. B. & YOON, J., A criterion for general description of anisotropic hardening considering strength differential effect with non-associated flow rule, *International Journal of Plasticity* **121**, 76-100 (2019).

-
79. STOUGHTON, T. B. & YOON, J., Anisotropic hardening and non-associated flow in proportional loading of sheet metals, *International Journal of Plasticity* **25**, 1777-1817 (2009).
 80. TAHERIZADEH, A., GREEN, D. & YOON, J., A non-associated plasticity model with anisotropic and nonlinear kinematic hardening for simulation of sheet metal forming, *International Journal of Solids and Structures* **69-70**, 370-382 (2015).
 81. SAFAEI, M., ZANG, S., LEE, M. & DE WAELE, W., Evaluation of anisotropic constitutive models : Mixed anisotropic hardening and non-associated flow rule approach, *International Journal of Mechanical Sciences* **73**, 53-68 (2013).
 82. GHAEI, A. & TAHERIZADEH, A., A two-surface hardening plasticity model based on non-associated flow rule for anisotropic metals subjected to cyclic loading, *International Journal of Mechanical Sciences* **92**, 24-34 (2015).
 83. LIAN, J. *et al.*, An evolving non-associated Hill48 plasticity model accounting for anisotropic hardening and r-value evolution and its application to forming limit prediction, *International Journal of Solids and Structures* **151**, 20-44 (2018).
 84. SHEN, F., MÜNSTERMANN, S. & LIAN, J., Forming limit prediction by the Marciniak–Kuczynski model coupled with the evolving non-associated Hill48 plasticity model, *Journal of Materials Processing Technology* **287**, 116384 (2021).
 85. GHORBEL, O., KOUBAA, S., MARS, J., WALI, M. & DAMMAK, F., Non associated-anisotropic plasticity model fully coupled with isotropic ductile damage for sheet metal forming applications, *International Journal of Solids and Structures* **166**, 96-111 (2019).
 86. CHABOCHE, J. & LEMAITRE, J., *Mechanics of solid materials* Cambridge University Press (1994).
 87. SAFAEI, M., DE WAELE, W. & ZANG, S., in ()
 88. CARDOSO, R. & ADETORO, O., A generalisation of the Hill’s quadratic yield function for planar plastic anisotropy to consider loading direction, *International Journal of Mechanical Sciences* **128-129**, 253-268 (2017).
 89. DING, P., HUANG, X., ZHANG, X., LI, Y. & WANG, C., Reliability optimization of micro-milling cutting parameters using slime mould sequence algorithm, *Simulation Modelling Practice and Theory* **119**, 102575 (2022).

-
90. DENG, D., ZHANG, Z., WAN, W., MA, Q. & SUN, J., Investigation on burr formation characteristics in micro milling of Omega-shaped reentrant microchannels, *Journal of Manufacturing Processes* **80**, 754-764 (2022).
 91. LANGE, A., MÜLLER, D., KIRSCH, B. & AURICH, J. C., Numerical analysis of process-tool-interactions in micro milling, *Procedia CIRP* **108**, 299-304 (2022).
 92. ZHOU, J., YANG, X., MU, Y., LIU, S. & WANG, B., Numerical simulation and experimental investigation of tailored hot stamping of boron steel by partial heating, *Journal of Materials Research and Technology* **14**, 1347-1365 (2021).
 93. ZHANG, P. *et al.*, Investigation of material failure in micro-stamping of metallic bipolar plates, *Journal of Manufacturing Processes* **73**, 54-66 (2022).
 94. MERKLEIN, M. *et al.*, Investigation of material failure in micro-stamping of metallic bipolar plates, *CIRP Ann. Manuf. Technol.* **61**, 725-745 (2012).
 95. WANG, K. *et al.*, Laser shock micro-bulk forming : Numerical simulation and experimental research, *Journal of Manufacturing Processes* **64**, 1273-1286 (2021).
 96. SUN, Y., WANG, X., MA, Y. & LIU, H., Investigation on improved micro-formability and forming mechanism under high strain rate of H62 brass in pulsed current-assisted laser impact micro-forming, *Materials Science and Engineering : A* **830**, 142301 (2022).
 97. ATTANASIO, A., CERETTI, E., GIARDINI, C. & MAZZONI, L., Asymmetric two points incremental forming : Improving surface quality and geometric accuracy by tool path optimization, *Journal of Materials Processing Technology* **197**, 59-67 (2008).
 98. MALHOTRA, R. *et al.*, Improvement of Geometric Accuracy in Incremental Forming by Using a Squeezing Toolpath Strategy With Two Forming Tools, *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 061019 (2011).
 99. MOSER, N. *et al.*, Effective forming strategy for double-sided incremental forming considering in-plane curvature and tool direction, *CIRP Annals* **65**, 265-268 (2016).
 100. MOSER, N., LEEM, D., EHMANN, K. & CAO, J., A high-fidelity simulation of double-sided incremental forming : Improving the accuracy by incorporating the effects of machine compliance, *Journal of Materials Processing Technology* **295**, 117152 (2021).

-
101. SHI, Y., ZHANG, W., CAO, J. & EHMANN, K. F., Experimental study of water jet incremental micro-forming with supporting dies, *Journal of Materials Processing Technology* **268**, 117-131 (2019).
 102. LI, Y. *et al.*, A review on the recent development of incremental sheet-forming process, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **92**, 2439-2462 (2017).
 103. JESWIET, J. & YOUNG, D., Forming limit diagrams for single-point incremental forming of aluminium sheet, *Proc Inst Mech Eng Part B J Eng Manuf* **219**, 359-364 (2005).
 104. LESZAK, E, Apparatus and process for incremental dieless forming, *PatentUS3342051A* (1967).
 105. KITAZAWA, K, WAKABAYASHI, A, MURATA, K & YAEJIMA, K, Metal-flow phenomena in computerized numerically controlled incremental stretch-expanding of aluminium sheets, *Keikinzo Tokyo, JAPAN* **46**, 65-70 (1995).
 106. HAM, M. & JESWIET, J., Single Point Incremental Forming and the Forming Criteria for AA3003, *Annals of the CIRP* **55**, 241-244 (1995).
 107. KIM, Y. & PARK, J., Effect of process parameters on formability in incremental forming of sheet metal, *Journal of Materials Processing Technology* **130–131**, 42-46 (2002).
 108. BEHERA, A., VERBERT, J., LAUWERS, B. & DUFLOU, J., Tool path compensation strategies for single point incremental sheet forming using multivariate adaptive regression splines, *Computed-Aided Design* **45**, 575-590 (2013).
 109. LINGAM, R., HARIKRISHNAN, C., KISHAN, I. & REDDY, N., Importance of Feature Sequencing in Incremental Forming, *ASME 2015 International Manufacturing Science and Engineering Conference* **1**, V001T02A102 (2015).
 110. ASGHAR, J., LINGAM, R., SHIBIN, E. & REDDY, N., Tool path design for enhancement of accuracy in single-point incremental forming, *Proc Inst Mech Eng Part B : J Eng Manuf* **228**, 1027-1035 (2014).
 111. PETEK, A., KUZMAN, K. & KOPAC, J., Deformations and forces analysis of single point incremental sheet metal forming, *Archives of Materials Science and Engineering* **35** (2005).

-
112. AERENS, R., EYCKENS, P., VAN BAEL, A. & DUFLOU, J., Force prediction for single point incremental forming deduced from experimental and FEM observations, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* **46**, 969-982 (2010).
 113. BANSAL, A., LINGAM, R., YADAV, S. & VENKATA REDDY, N., Prediction of forming forces in single point incremental forming, *Journal of Manufacturing Processes* **28**, 486-493 (2017).
 114. JESWIET, J., DUFLOU, J. & SZEKERES, A., Forces in Single Point and Two Point Incremental Forming, *Advanced Materials Research* **6-8**, 449-456 (2005).
 115. SILVA, M., SKJØDT, M., ATKINS, A., BAY, N. & MARTINS, P. J., Single-point incremental forming and formability-failure diagrams, *Strain Anal. Eng. Des.* **43**, 15-35 (2008).
 116. SEONG, D., HAQUE, M., KIM, J., STOUGHTON, T. & YOON, J., Suppression of necking in incremental sheet forming, *International Journal of Solids and Structures* **51**, 2840-2849 (2014).
 117. KUMAR, A., KUMAR SINGH, A., SHRIVASTAVA, A., MISHRA, S. & NARASIMHAN, K., Shear modified Lemaitre damage model for fracture prediction during incremental sheet forming, *International Journal of Solids and Structures* **252**, 111822 (2022).
 118. BEN HMIDA, R., THIBAUD, S., GILBIN, A. & RICHARD, F., Influence of the grain size in single point incremental forming process for thin sheets metal and microparts : Experimental investigation, *Materials and Design* **45**, 155-165 (2013).
 119. ESMAEILPOUR, R. *et al.*, Experimental validation of the simulation of single-point incremental forming of AA7075 sheet with Yld 2004-18P yield function calibrated with crystal plasticity model, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **113**, 2031-2047 (2021).
 120. SAID, L. B., MARS, J., WALI, M. & DAMMAK, F., Numerical prediction of the ductile damage in single point incremental forming process, *International Journal of Mechanical Sciences* **131-132**, 546-558 (2017).
 121. SONG, X. *et al.*, Numerical and experimental investigation on the deformation mechanism of micro single point incremental forming process, *Journal of Manufacturing Processes* **36**, 248-254 (2018).
 122. MUTHUSAMY, T., JEEVANANTHAM, A., KISHORE, R. & RAJESHKANAN, A., Formability and Force Analysis of Steel Foils in Single Point Micro-Incremental Forming (SPMIF), *Materials Today : Proceedings*, 12772-12781 (2018).

-
123. THIBAUD, S., BEN HMIDA, R., RICHARD, F. & MALÉCOT, P., A fully parametric toolbox for the simulation of single point incremental sheet forming process : Numerical feasibility and experimental validation, *Simulation Modelling Practice and Theory* **29**, 32-43 (2012).
 124. HAPSARI, G., HMIDA, R. B., RICHARD, F., THIBAUD, S. & MALÉCOT, P., A Procedure for Ductile Damage Parameters Identification by Micro Incremental Sheet Forming, *Procedia Engineering* **183**, 125-130.
 125. BEHERA, A. K., de SOUSA, R. A., INGARAO, G. & OLEKSIK, V., Single point incremental forming : An assessment of the progress and technology trends from 2005 to 2015, *Journal of Manufacturing Processes*, 37-62 (2017).
 126. HMIDA, R., *Identification de lois de comportement de tôles en faibles épaisseurs par développement et utilisation du procédé de micro-formage incrémental* thèse de doct. (Université de Franche-Comté, 2014).
 127. TENKAMP, J. *et al.*, Defect-correlated fatigue assessment of A356-T6 aluminum cast alloy using computed tomography based Kitagawa-Takahashi diagrams, *International Journal of Fatigue*, 25-34 (2018).
 128. CHOI, H. & YOON, J., Stress integration-based on finite difference method and its application for anisotropic plasticity and distortional hardening under associated and non-associated flow rules, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* **345** (2019).
 129. SAUNIER, C., Toward the use of small size bulge tests : Numerical and experimental study at small bulge diameter to sheet thickness ratios, *hachette livre, édition, 1855.H.E. Duncan, Mechanism of the pocket watch, J. Frankl. Inst. CXXXIX* **291** (1895).
 130. HEADRICK, M., Origin and evolution of the anchor clock escapement, *IEEE Control Syst.Mag* **22** (2002).
 131. MOON, F. & STIEFEL, P., Coexisting chaotic and periodic dynamics in clock escapements, *Philos.Trans.R.Soc.A364*, 2539–2563 (2006).
 132. MAO, J., FU, Y. & LI, P., Dynamics of periodic impulsive collision in escapement mechanism, *ShockVib.* **20**, 1020-1010 (2013).
 133. ROUP, A. & BERNSTEIN, D., On the dynamics of the escapement mechanism of a mechanical clock, *Proceedins of the 38th Conference on Decision and Control* (1999).

-
134. MONNIER, JEANNERET & REYMONDIN, P., *Théorie d'horlogerie* Deuxième édition (Fédération des écoles techniques, 2010).
 135. SU, S. & DU, R., Signature analysis of mechanical watch movements, *Mechanical Systems and Signal Processing* **21**, 3189-3200 (2007).
 136. BIAN, R., FERRARIS, E., YNAG, Y. & QIAN, J., Experimental Investigation on Ductile Mode Micro-Milling of ZrO₂ Ceramics with Diamond-Coated End Mills, *Micromachines* **9**, 127 (2018).
 137. VON KAENEL, Y., GIACHETTO, J.-C., STIEGLER, J., DREZET, J.-M. & BLANK, E., A new interpretation of bulge test measurements using numerical simulation, *Diamond and Related Materials* **5**, 635-639 (1996).
 138. CHEN, K., A general and unified theory of the kinematic relationships in bulge tests, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* **143**, 104-086 (oct. 2020).
 139. PHAM, Q. T., OH, S. H., PARK, K. C. & KIM, Y. S., Material modeling of pure titanium sheet and its application to bulge test simulation, *Procedia Manufacturing* **15**, 1886-1892 (2018).
 140. LAFILÉ, V., GALPIN, B., MAHÉO, L., ROTH, C. & GROLLEAU, V., Toward the use of small size bulge tests : Numerical and experimental study at small bulge diameter to sheet thickness ratios, *Journal of Materials Processing Technology* **291**, 117019 (2021).

Titre : Modélisation de lois de comportement pour le micro-formage de tôles ultra-fines.

Mot clés : Alliages cuivreux, plasticité non-associée, écrouissage mixte, micro-formage incrémental

Résumé : Ce travail de thèse s'inscrit dans un contexte où la miniaturisation des composants est de plus en plus présente. Afin de pouvoir simuler les procédés de fabrication associés à cette miniaturisation et ainsi obtenir des gains de temps et de matière, la simulation des procédés par déformation plastique est un outil essentiel. Une modélisation utilisant une loi élastoviscoplastique dans le cadre de la plasticité non-associée est ainsi proposée dans ce

travail. À la suite des observations expérimentales faites sur des tôles minces en cuivre et cuivre béryllium ce modèle permet de représenter à la fois les effets d'un écrouissage isotrope et d'un écrouissage cinématique. Les différents procédés de mise en forme étudiés mettent en avant le développement de ce modèle pouvant alors s'appliquer à un large panel d'alliages cuivreux.

Title: Modelisation of behaviour laws for the micro-forming of ultra-thin sheets.

Keywords: Copper alloys, non-associated plasticity, mixte hardening, incremental sheet forming

Abstract: This thesis work is part of a context where the miniaturization of components is increasingly present. In order to be able to simulate the manufacturing processes associated with this miniaturization and thus obtain time and material savings, the simulation of the processes by plastic deformation is an essential tool. A modeling using an elastoviscoplastic law in the framework of non-associated plastic-

ity is thus proposed in this work. Following experimental observations made on thin sheets of copper and copper beryllium, this model makes it possible to represent both the effects of isotropic hardening and kinematic hardening. The different shaping processes studied highlight the development of this model, which can then be applied to a wide range of copper alloys.