

Application à la prédiction du retour élastique

Ce cinquième et dernier chapitre présente l'application effective des approches de modélisation du comportement qui ont été développées précédemment. Les deux démonstrateurs du projet, composants miniatures fabriqués par pliage de tôles ultrafines, font office d'applications des modèles. Après une présentation des démonstrateurs et de leurs modèles numériques, une investigation est menée sur différents aspects et paramètres à prendre en compte lors de simulations de procédés de micro-formage. Une attention particulière est portée sur leur influence quant à la prédiction du retour élastique qui se produit après retrait des outils de formage.

5.1 Démonstrateurs industriels et modèles numériques associés

5.1.1 Le boîtier électronique de ACUIPLAST

Le démonstrateur proposé par la société ACUIPLAST est un boîtier de circuit intégré avec des broches de sortie sur les quatre côtés du corps moulé en polymère. Ces broches de connexion que nous appellerons « leads » sont faites de tôles métalliques ultrafines, en l'occurrence ici de CuFe2P (voir [Figure 5.1](#)).

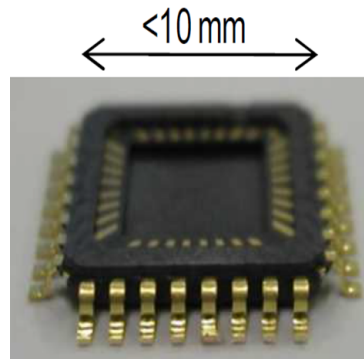


FIGURE 5.1: Modèle de boîtier électronique produit par ACUIPLAST. Les broches métalliques sont constituées de tôles ultrafines.

La forme en « aile de mouette » (gull-wing) est obtenue par une opération de mise en forme après surmoulage de la résine sur l'ensemble des broches espacées de 0.4 mm. La problématique consiste à maîtriser le comportement mécanique des leads au cours et après le cambrage important (sur 1 mm) qui leur est imposé. En effet, des spécifications de coplanéité rigoureuses ($\leq 100\mu m$) sont exigées afin de garantir une bonne mise en position lors des opérations de soudage. Par conséquent, il est important de pouvoir prédire la gamme de valeurs du retour élastique qui prend place après le formage. Le modèle complet avec le corps du boîtier, les leads, le serre-flan, la matrice, le support et le poinçon est illustré sur la [Figure 5.2](#).

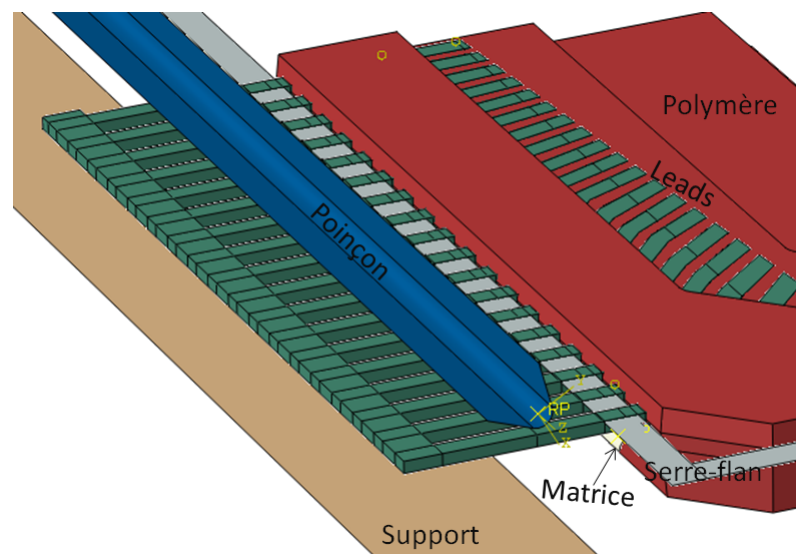


FIGURE 5.2: Modélisation numérique du boîtier complet et des outils de mise en forme (Vautrot *et al.*, 2014).

Un modèle simplifié est présenté sur la Figure 5.3. A l'interface avec le corps moulé en polymère, se substitue une condition d'encastrement de la face « arrière » de la lead, dont les dimensions sont 0.127 mm d'épaisseur, 0.2 mm de profondeur et 2.5 de longueur.

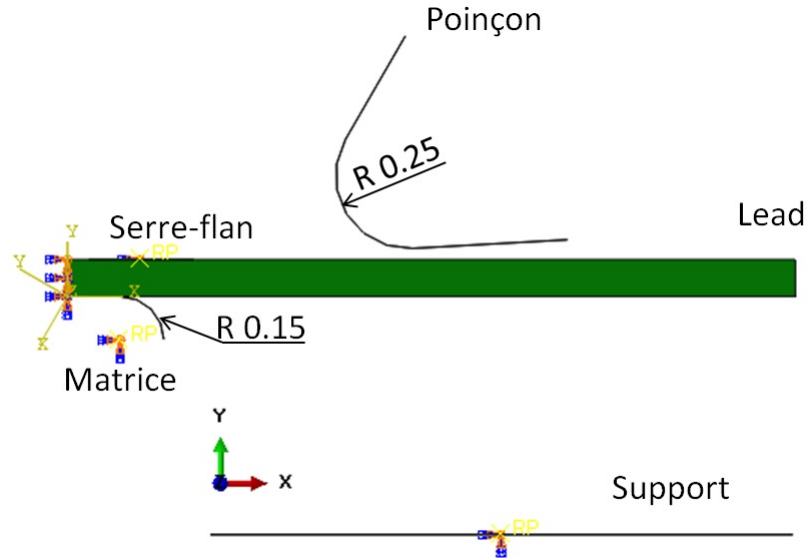


FIGURE 5.3: Modèle simplifié employé pour les simulations numériques sur le démonstrateur ACUIPLAST.

Le poinçon est positionné de manière précise, effectue un mouvement incliné de 60° par rapport à la verticale, et vient cambrer la matière sur le pourtour de la matrice. Après son retrait, le retour élastique qui prend place est quantifié par l'angle α entre la verticale et la tangente à la lead comme illustré sur Figure 5.4. Cette tangente est prise dans la zone d'inflexion de la courbure de la lead.

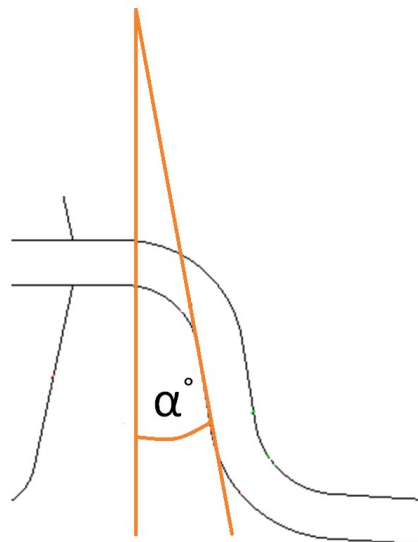


FIGURE 5.4: Mesure du retour élastique sur le démonstrateur ACUIPLAST.

5.1.2 Le connecteur de DELTA COMPOSANTS

Il s'agit d'une bague de connexion en CuBe2 développée par DELTA COMPOSANTS et à destination du secteur aéronautique. Elle est obtenue par des opérations de pliage successives sur une dizaine de postes en série (voir [Figure 5.5](#)).

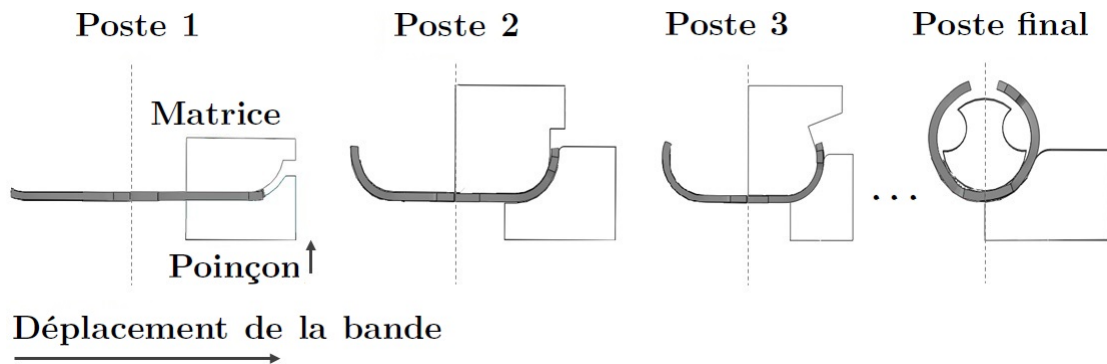


FIGURE 5.5: Illustration du procédé de micro-formage par outils à suivre.

La tôle est cambrée contre une matrice par un poinçon, outils dont les dimensions évoluent à chaque poste de façon à permettre un enroulement progressif de la pièce (outils dits à suivre). Le dispositif ne comprend pas de serre-flan, la bande de matière étant maintenue et guidée précisément d'un poste à l'autre par l'intermédiaire d'un système de guides (trous) et d'axes disposés sur les bords. Entre chaque poste, la pièce subit un retour élastique après retrait des outils. Cependant, la plus grande déformation plastique est imposée à la matière au deuxième poste, le même phénomène de pliage étant ensuite reproduit aux postes suivants. Par conséquent, le retour élastique consécutif à cette étape est le plus important du procédé. L'effort de simulation est donc concentré sur ce poste. En exploitant les symétries de la pièce, une zone d'intérêt est définie selon la [Figure 5.6\(a\)](#). Les conditions aux limites correspondantes ainsi que les dimensions du modèle sont renseignées sur la [Figure 5.6\(b\)](#). Des symétries sont imposées sur les portions de la pièce issues de la définition du modèle CAE. La portion gauche est issue du raccordement à la bande guidée en translation suivant l'axe Z ; il est supposé qu'elle ne se déplacera pas suivant l'axe X. La portion arrière est solidaire du reste de la pièce et supporte également la matrice ; ses degrés de liberté suivant Z et Y sont donc restreints.

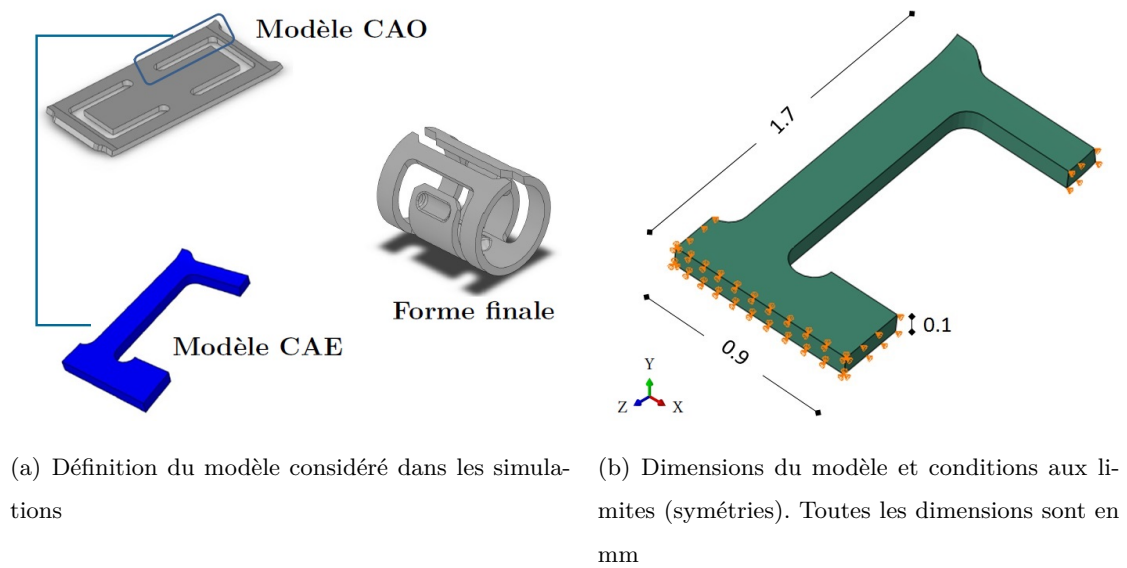


FIGURE 5.6: Modèle numérique du connecteur pour les simulations.

La mise en position des outils et de la pièce au poste 2 est illustrée sur la Figure 5.7. La pièce est enroulée sur la matrice par le déplacement du poinçon et est sujette au retour élastique après retrait de ce dernier.

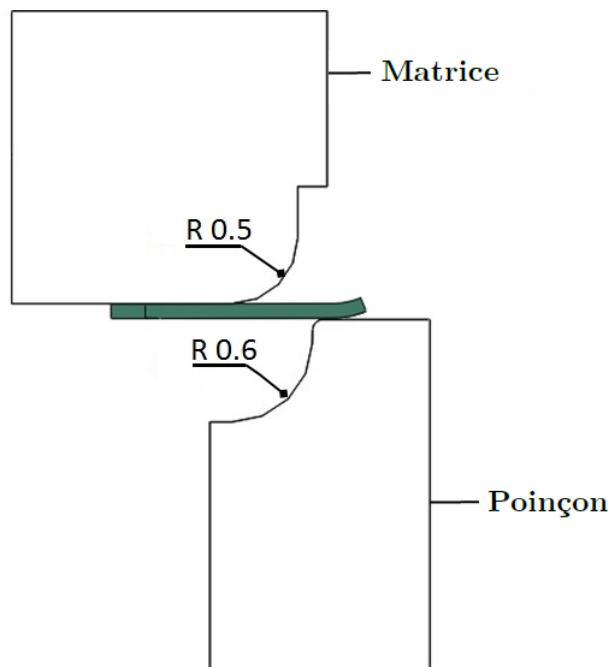


FIGURE 5.7: Modèle utilisé pour les simulations (poste 2) du démonstrateur DELTA COMPOSANTS.

5.2 Etude de paramètres

L'influence de plusieurs paramètres sur la prédiction du retour élastique de tôles ultra-fines est analysée dans cette section. Le connecteur présenté ci-dessus est choisi comme modèle d'application ; c'est en effet celui qui possède le rapport Rayon matrice (R) / Epaisseur tôle (T) le plus élevé et qui est donc susceptible de présenter le plus fort retour élastique. Le modèle numérique associé est illustré sur la [Figure 5.8](#). Il compte 4000 éléments solides, dont 8 dans l'épaisseur. La microstructure considérée compte au total 100 grains et moins de 3 dans l'épaisseur de la tôle. On se place donc bien dans une configuration de tôle ultrafine. Dans tous les calculs, le coefficient de frottement entre la tôle et les outils est de 0.1.

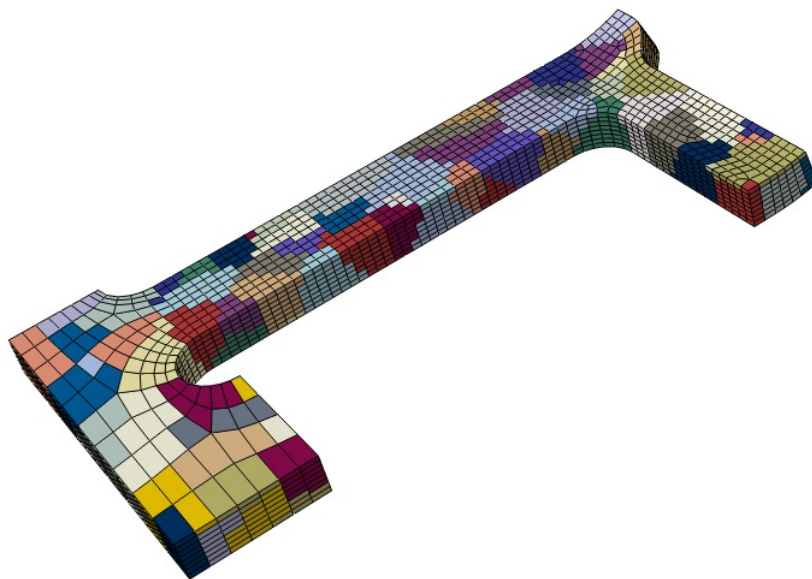


FIGURE 5.8: Modèle numérique employé pour l'étude paramétrique.

5.2.1 Effet du schéma numérique éléments finis

Les solveurs statique-implicite (ABAQUS/Standard) et dynamique-explicite (ABAQUS/Explicit) sont employés et comparés sur la simulation des étapes de mise en forme et de retour élastique.

Le solveur dynamique explicite est couramment employé pour simuler des procédés de mise en forme considérés comme quasi-statiques et se révèle en général performant. En complément d'une gestion efficace des conditions de contact entre les outils et la pièce,

les temps de calcul peuvent être réduits en augmentant artificiellement la masse volumique du matériau (qui est prise égale à 8.9×10^{-09} tonne/mm³). Cette option dite de « mass scaling » permet d'augmenter l'incrément de temps d'un facteur A en multipliant la masse volumique par A². Dans les calculs présentés ici, un incrément de temps autour de 5×10^{-05} s est visé et le mass scaling fixé à 5×10^{08} . Avec ce facteur de mass scaling, l'énergie cinétique reste toujours inférieure à 3% de l'énergie interne. Aucune oscillation n'apparaît au cours de la simulation ce qui permet de s'assurer que les effets inertiels sont négligeables et que le problème demeure quasi-statique. Afin d'assurer une stabilisation par amortissement suffisante de la pièce, l'étape de retour élastique en dynamique-explicite est choisie aussi longue que celle de mise en forme.

Les éléments finis employés sont des C3D8R, éléments solides à intégration réduite (un point de Gauss) et les calculs sont exécutés en parallèle, pour les deux solveurs, sur les huit processeurs d'une station Dell 137 2XQuad-core node, 2.93 GHz et 24 GB de RAM.

Les géométries finales (appelées profils) prédites par les deux simulations ainsi que le profil à la fin de l'étape de mise en forme sont illustrés sur [Figure 5.9](#). Il s'agit du profil intérieur de la pièce. Le retour élastique est mesuré ici par l'écart horizontal entre la position de l'extrémité de la pièce à la fin de l'étape de mise en forme (m.e.f.) et après retour élastique. Il atteint ici 18 μ m ce qui représente près de 20% de l'épaisseur de la tôle ce qui peut être rédhibitoire au vu des précisions strictes imposées en micro-formage.

Les profils obtenus avec les deux solveurs se révèlent très proches, la simulation dynamique-explicite prédisant un peu plus de retour élastique que la simulation statique-implicite considérée comme référence. Les temps de calculs requis sont toutefois très différents, étant de 25h34 min pour ABAQUS/Standard et 1h16 min pour ABAQUS/Explicit ; la structure de la routine VUMAT, idoine à la parallélisation des calculs contribue également à accroître l'efficacité du solveur dynamique. L'emploi d'ABAQUS/Explicit constitue donc un compromis intéressant entre précision du calcul et efficacité.

Il faut mentionner qu'une autre alternative, couramment mise en oeuvre, consiste à effectuer l'étape de mise en forme avec ABAQUS/Explicit et de transférer les résultats dans ABAQUS/Standard pour obtenir l'établissement de l'équilibre statique et ensuite simuler le retour élastique. Cette approche a été mise en oeuvre dans ces travaux et écartée car elle nécessite d'employer des éléments dont la formulation, en termes de contrôle du hourglass, est cohérente entre les deux solveurs. Nous verrons au paragraphe suivant que

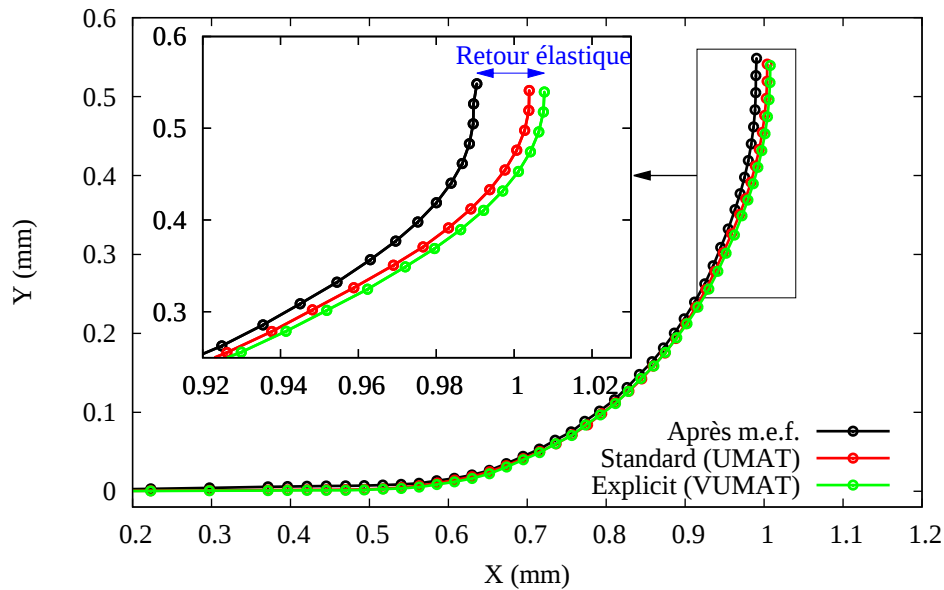


FIGURE 5.9: Comparaison des profils obtenus par des simulations dynamique-explicite et statique-implicite, à la fin de l'opération de mise en forme (m.e.f.) et après retour élastique.

ces éléments ne sont pas adaptés aux problèmes de pliage. De plus, la simulation de procédés à suivre avec plusieurs postes de passages donc plusieurs étapes de formage et de retour élastique nécessiterait de nombreux transferts entre les deux solveurs, opérations peu ergonomiques et potentiellement sources d'erreur de positionnement des outils.

5.2.2 Influence du type d'éléments finis

L'influence de différents éléments finis solides est analysée en utilisant le solveur statique-implicite. Les éléments hexaédriques suivants ont été utilisés pour le maillage :

- C3D8R : élément à intégration réduite (un point de Gauss) ;
- C3D8R - HE : C3D8R avec une raideur artificielle incluse pour éliminer des modes de déformation non physiques ou hourglass ;
- C3D8 : élément à 8 points de Gauss ;
- C3D20R : élément à interpolation quadratique et 8 points de Gauss.

Les résultats des simulations sont comparés sur la [Figure 5.10](#) ; on remarque que l'élément C3D8R-HE prédit un retour élastique bien plus prononcé que les trois autres. Leur

raideur additionnelle destinée à corriger les modes de hourglass rend ces éléments trop rigides dès que la structure est sollicitée dans le domaine plastique (voir (Hibbitt *et al.*, 1992)).

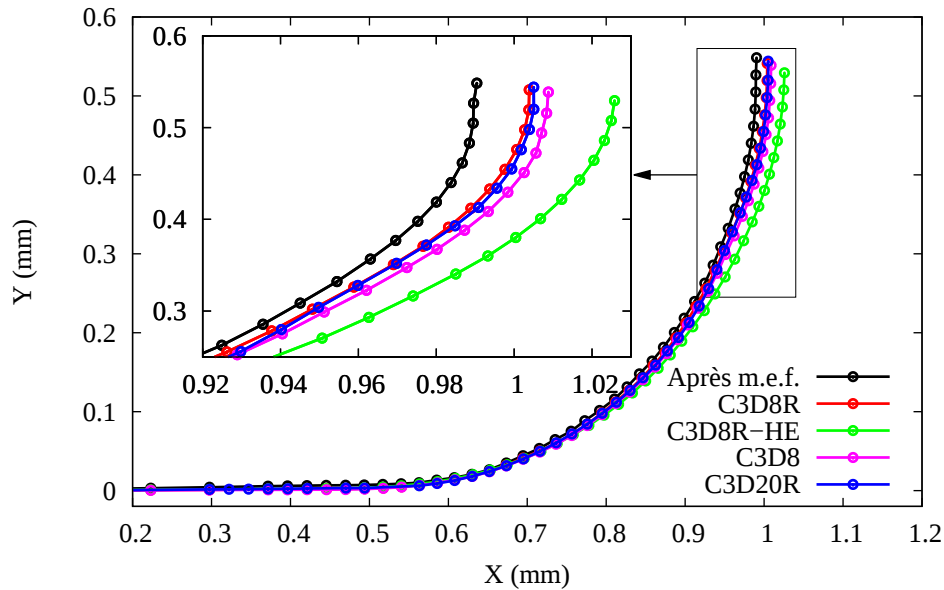


FIGURE 5.10: Comparaison des profils obtenus avec divers types d'éléments finis, à la fin de l'opération de mise en forme (m.e.f.) et après retour élastique.

Ceci entraîne des contraintes trop élevées dans la pièce qui résultent de facto en un retour élastique important. Ils semblent donc peu adaptés aux problèmes de pliage tels que ceux qui sont traités ici. Les éléments C3D8 sont également sujets à une certaine rigidité via le phénomène de verrouillage ou shear locking. Ils génèrent donc plus de contraintes que les C3D8R et produisent par conséquent plus de retour élastique. Grâce à leurs 20 noeuds, les éléments C3D20R fournissent une représentation géométrique précise de la courbure et une fine approximation du champ de déplacements. En plasticité cristalline, ces caractéristiques revêtent une importance supplémentaire car elles permettent une meilleure continuité du champ de déplacements entre des grains voisins, potentiellement grandement désorientés et qui pourraient donc induire des incompatibilités de déformations localisées. De plus, les huit points d'intégration peuvent être considérés comme des cristallites d'un grain ce qui permet d'accroître la résolution numérique et se rapprocher de la réalité physique. Le modèle avec les C3D20R conduit à des résultats très proches de ceux des C3D8R, pour un temps de calcul six fois supérieur. Les C3D8R employés

avec une résolution suffisante, 25 éléments par grains dans cette étude, fournissent donc des résultats fiables tout en étant efficaces d'un point de vue temps de calcul.

5.2.3 Influence de l'anisotropie élastique

Les monocristaux présentent souvent une forte anisotropie élastique. Pour ce qui est des matériaux usuels (métaux purs par exemple), les constantes d'élasticité anisotrope sont accessibles dans la littérature. Ce n'est en général pas le cas pour les alliages industriels comme le CuBe2 et le CuFe2P. Des essais sur des monocristaux doivent donc être menés, essais fastidieux et coûteux à mettre en place. L'hypothèse d'élasticité isotrope est donc souvent considérée et comme dans la présente étude, le module de Young et le coefficient de Poisson sont considérés. Il reste néanmoins à évaluer l'importance de l'approximation ainsi effectuée, par exemple sur la prédiction du retour élastique d'une tôle ultrafine en cuivre pur. Les valeurs usuelles de la littérature (voir ([Tabourot, 2001](#))) employées sont les suivantes :

- élasticité isotrope : $E = 115$ GPa et $\nu = 0.35$;
- élasticité anisotrope : $c_{11} = 166$ GPa, $c_{12} = 120$ GPa, $c_{44} = 76$ GPa où c_{11} , c_{12} et c_{44} sont les constantes d'élasticité cubique.

En examinant l'état de contraintes présent dans la pièce à la fin de l'étape de formage, on observe peu de différences (voir [Figure 5.11](#)).

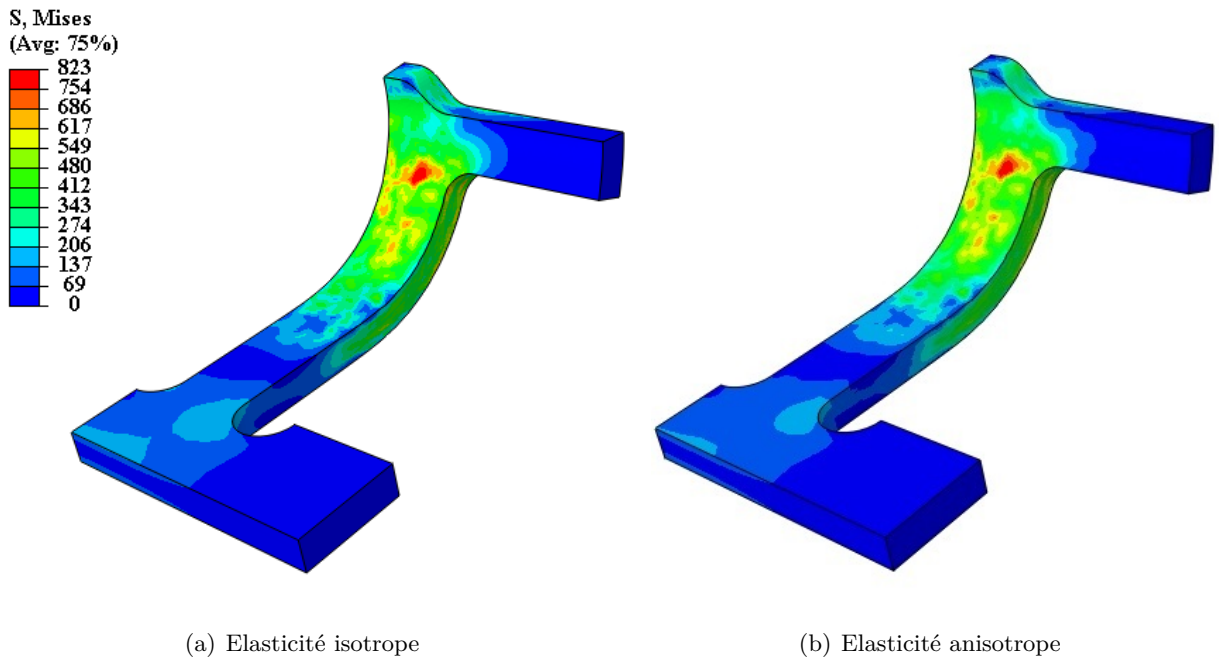


FIGURE 5.11: Champs de contraintes à la fin de l'étape de mise en forme.

Cependant, l'analyse des profils obtenus après retour élastique montre un écart illustré sur la [Figure 5.12](#), avec un retour élastique plus marqué dans le cas d'une élasticité anisotrope.

Le retour élastique prédit par ce modèle est de l'ordre du double (95.4%) de la valeur prédite par le modèle d'élasticité isotrope. Un calcul avec une microstructure comprenant entre 17 et 20 grains dans l'épaisseur pour un total de 3500 grains et d'environ 70000 éléments a également été effectué avec les deux hypothèses d'élasticité. La même tendance est confirmée, le retour élastique est plus marqué pour une élasticité anisotrope (77.2%).

Ainsi l'anisotropie élastique n'influence que faiblement le comportement de la structure dans le domaine plastique, ce dernier étant plus affecté par l'anisotropie plastique induite par l'activation des systèmes de glissement. Le retour élastique, est fortement influencé par le comportement élastique, notamment si l'élasticité est considérée anisotrope.

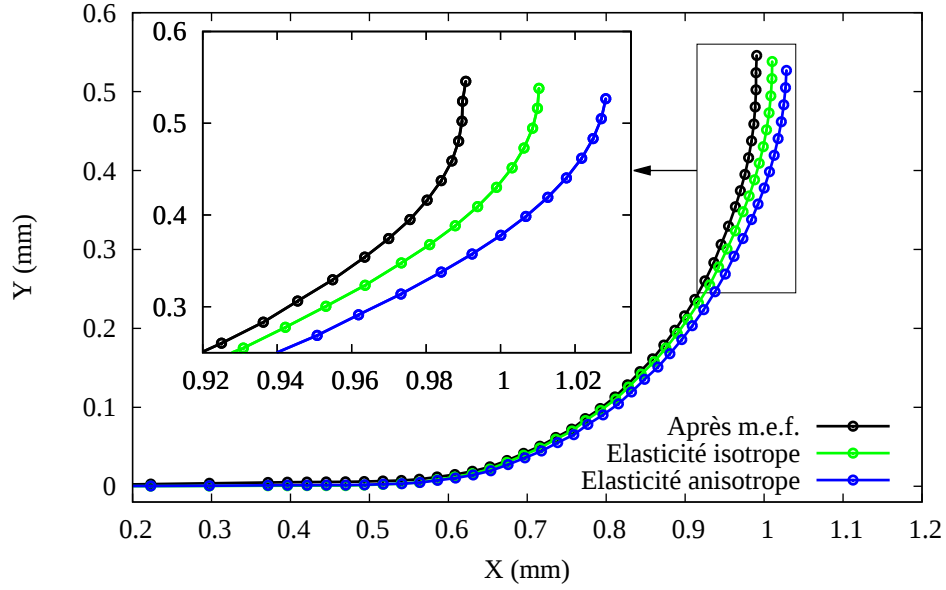


FIGURE 5.12: Comparaison des profils obtenus avec les hypothèses d'élasticité isotrope et anisotrope, à la fin de l'opération de mise en forme et après retour élastique.

5.2.4 Influence de l'évolution du module de Young

La décroissance du module de Young en fonction de la déformation plastique pour le CuBe2 a été mise en évidence expérimentalement. La modélisation de telles caractéristiques matériau est souvent issue de descriptions phénoménologiques. Elles ne sont pas traditionnellement prises en compte dans les modélisations dites à base physique telles que la plasticité cristalline. Ici, l'évolution du module de Young modélisée par la relation (4.3) a été incorporée dans le modèle CPFEM afin d'évaluer quelle est son influence sur la prédiction du retour élastique. Des simulations sont effectuées avec un module constant de $E = 127$ GPa, le module à saturation de 70 GPa et le module évolutif. Les résultats obtenus sont illustrés sur la Figure 5.13. Le maximum de retour élastique, prédit par les modules évolutifs et saturés qui donnent des résultats identiques, est de $38.6 \mu\text{m}$. Le module constant prédit lui bien moins de retour élastique, avec une amplitude de $26.4 \mu\text{m}$.

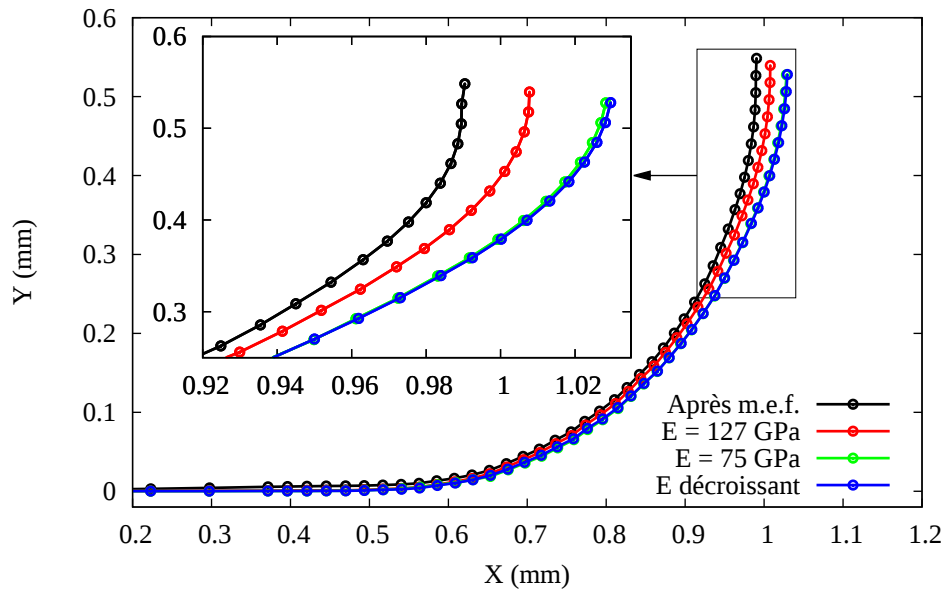


FIGURE 5.13: Comparaison des profils obtenus avec différents modules de Young, à la fin de l'opération de mise en forme et après retour élastique.

L'emploi d'un module de Young fonction de la déformation plastique permet d'introduire un niveau supplémentaire de différenciation de comportement entre les grains. C'est donc une potentialité intéressante d'enrichissement d'un modèle de plasticité cristalline.

5.2.5 Influence du modèle d'écrouissage et de l'hétérogénéité initiale

L'influence du type d'écrouissage considéré sur les prédictions de retour élastique a été étudiée. Le modèle de (Tabourot, 2001), qui relie l'évolution des densités de dislocations à l'écrouissage, et celui de (Peirce *et al.*, 1982) qui fait usage de paramètres matériaux ont été employés et les profils obtenus sont illustrés sur Figure 5.14. Les deux modèles ont été identifiés de manière identique sur un essai de traction monotone.

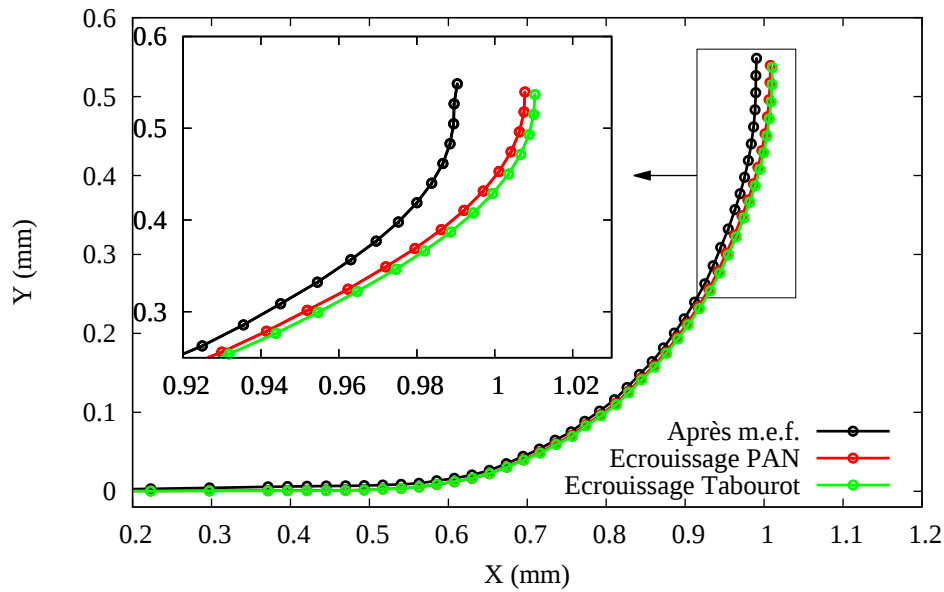


FIGURE 5.14: Comparaison des profils obtenus avec les modèles d'écrouissage de (Tabourot, 2001) et de (Peirce *et al.*, 1982), à la fin de l'opération de mise en forme et après retour élastique.

Les deux lois conduisent à des profils très similaires et l'introduction de densités de dislocations n'apporte que peu de différences entre les comportements des grains. Ces modèles relèvent du concept d'écrouissage isotrope. En effet, l'analyse des densités de dislocations calculées avec le modèle de (Tabourot, 2001) montre que leur évolution est monotone et linéaire, même après inversion de la charge. Un tel profil d'évolution n'est pas cohérent avec la réorganisation de la microstructure de dislocations qui intervient après l'inversion du trajet de chargement. Des auteurs dont (Rauch *et al.*, 2007) ont montré que suite à l'inversion de la charge, une fraction des dislocations s'annihilait graduellement (par restauration dynamique) tandis que l'autre portion continuait d'être sujette au processus de compétition entre génération et annihilation (voir chapitre 2). Des modèles ont été proposés pour prendre en compte ces différentes populations de dislocations et leurs évolutions, entre autres par (Rauch *et al.*, 2011), (Kitayama *et al.*, 2013), (Zecevic et Knezevic, 2015). La nouvelle dynamique de production des dislocations et leur réarrangement ont ainsi été reliés aux phénomènes de saturation de l'écrouissage et d'adoucissement permanent. Ces modèles microstructuraux avancés parviennent à bien reproduire ces particularités de comportement au moyen d'un nombre important

de paramètres à calibrer. Ils se révèlent toutefois d'un intérêt limité pour la présente étude qui se focalise sur la prédiction du retour élastique et s'intéresse donc davantage à la description de l'asymétrie de contrainte d'écoulement plastique (effet Bauschinger) entre un trajet de déformation et le trajet inverse, et non à l'évolution complexe de l'écrouissage en second trajet.

L'hétérogénéité de contraintes intergranulaire induite par les différences d'orientation et de volume des grains qui se développe au cours de la déformation permet d'obtenir naturellement une description de l'effet Bauschinger. Cependant, les limites de ces modèles sur la prédiction de cette caractéristique pour de fortes pré-déformations a été illustrée au chapitre 4. La prise en compte du champ de contraintes résiduelles induit par le procédé de laminage des tôles constitue un moyen d'améliorer la description du comportement. Par le biais d'une distribution de cissions critiques initiales, l'hétérogénéité intergranulaire résiduelle peut ainsi être modélisée. On s'intéresse maintenant à l'influence d'une telle hétérogénéité initiale sur la prédiction du retour élastique. Trois distributions (de Rayleigh) de cissions critiques initiales ayant pour mode la cission critique « homogène » (voir chapitre 4) sont utilisées et les résultats obtenus sont illustrés sur la [Figure 5.15](#).

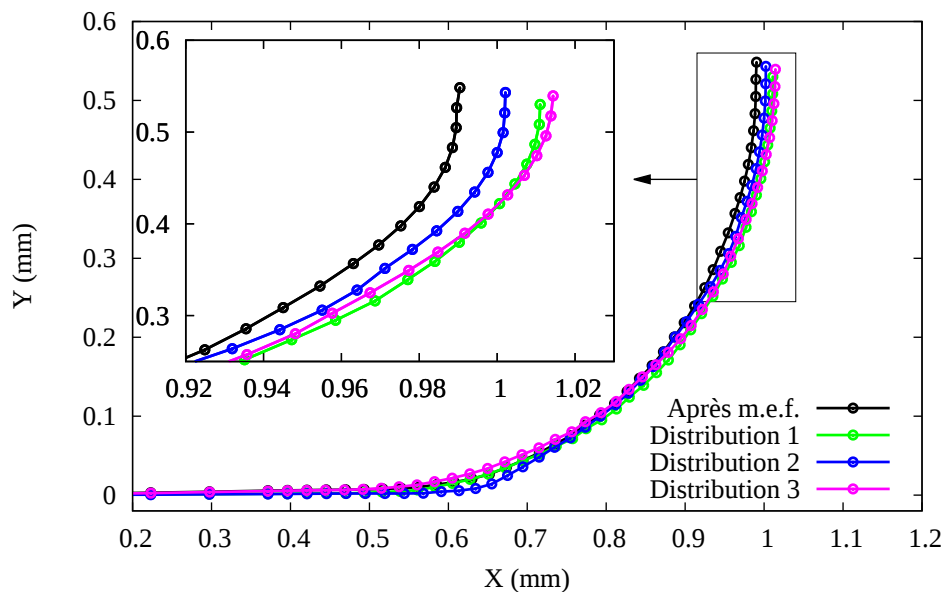


FIGURE 5.15: Comparaison des profils obtenus avec différentes distributions de cissions critiques initiales, à la fin de l'opération de mise en forme et après retour élastique.

Les profils obtenus sont bien distincts les uns des autres et dans certaines régions de la pièce, on observe après décharge un retour élastique inverse (« spring-forward » ou « spring-go ») alors que pour une autre distribution on a un profil classique correspondant à du retour élastique. Ces deux phénomènes sont reliés à la distribution de contraintes dans la pièce durant l'opération de formage et son évolution après retrait des outils. Moyennant une acquisition expérimentale (par diffraction de rayons X ou d'électrons) du profil de contraintes résiduelles dans la tôle, cette approche peut donc permettre d'obtenir une description plus réaliste du comportement d'une pièce.

5.2.6 Influence du nombre de grains dans l'épaisseur (ratio T/D)

Le ratio T (Thickness) / D (Diameter) de l'épaisseur de la tôle sur la taille des grains est souvent employé pour déterminer si une tôle est ultrafine (voir ([Engel et Eckstein, 2002](#))). L'évolution du retour élastique avec le ratio T/D a été analysée par simulations numériques avec des modèles de connecteurs comportant en moyenne 1, 3, 5, 7 et 9 grains dans l'épaisseur. Pour chaque modèle, cinq configurations (forme des grains, répartition spatiale et orientations) différentes sont générées afin d'évaluer la variabilité de la réponse. Ces configurations correspondent toutefois à la même texture et morphologie de grains. L'écrouissage de type PAN est employé et le modèle de plasticité cristalline est dans sa forme initiale, sans les extensions proposées précédemment. Les informations sur les modèles numériques sont données dans le [Tableau 5.1](#).

Ratio T/D	Nombre total de grains	Nombre d'éléments (C3D8R)
1	100	4000
3	310	7036
5	590	12130
7	755	16364
9	1080	25412

TABLEAU 5.1: Nombre de grains et d'éléments pour chaque modèle numérique.

La [Figure 5.16](#) montre les champs de contraintes obtenus pour trois configurations du modèle à T/D = 1 et illustre la dispersion caractéristique des procédés de micro-formage.

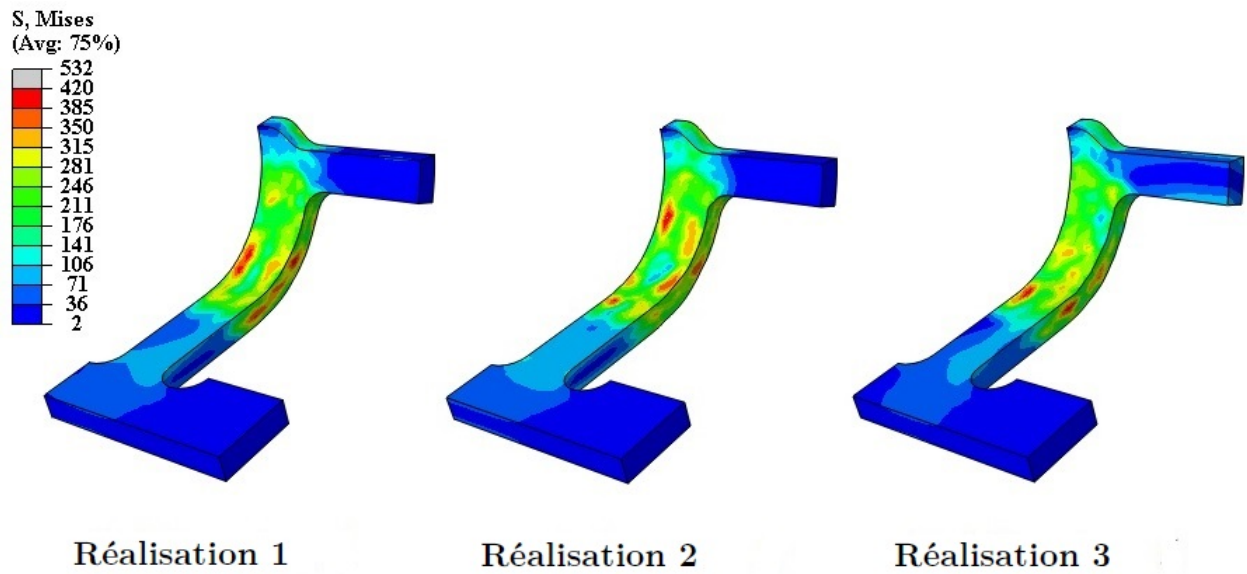


FIGURE 5.16: Champs de contraintes après retour élastique pour trois réalisations différentes du modèle $T/D = 1$.

Les valeurs de retour élastique obtenues et la dispersion sur les cinq configurations de chaque modèle sont représentées sur la [Figure 5.17](#).

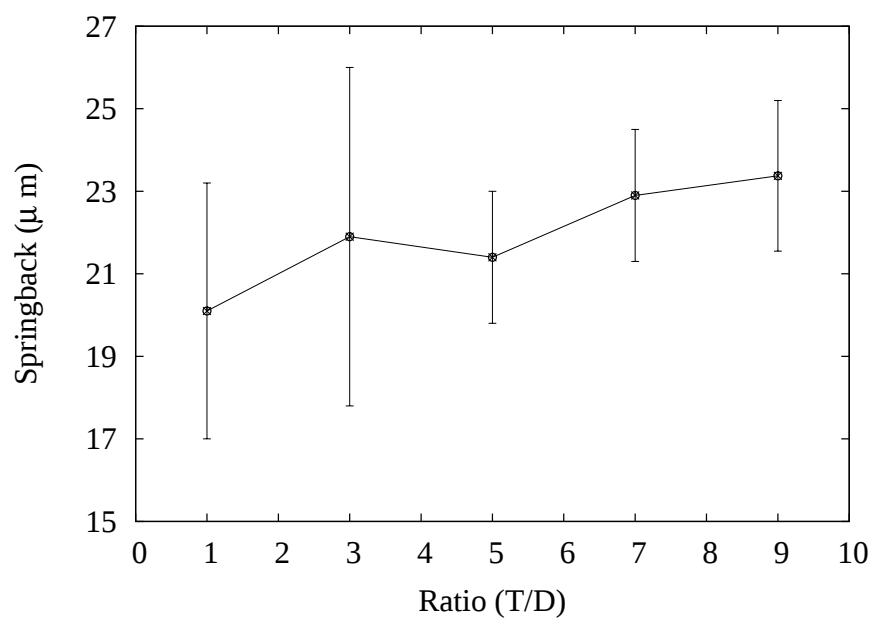


FIGURE 5.17: Evolution du retour élastique avec le nombre de grains dans l'épaisseur de la tôle.

Dans cette étude, le retour élastique semble croître avec le nombre de grains dans l'épaisseur. Cette tendance est similaire à celle rapportée (Jiang et Chen, 2012) suite à des caractérisations expérimentales des effets de taille de grains sur le pliage de microtubes. Cependant, d'autres travaux, notamment (Liu *et al.*, 2011) également en micro-pliage, indiquent une tendance inverse, c'est-à-dire un retour élastique de plus en plus important avec la diminution du ratio T/D . Cet état de choses illustre le fait que l'évolution du retour élastique en micro-formage demeure complexe à analyser. Toutefois, il est clair que la dispersion diminue avec l'augmentation du ratio T/D . En somme, lorsque le nombre de grains augmente, le comportement global tend vers une moyenne reproductible.

5.2.7 Influence de la morphologie des grains

Comme pour le CuFe2P, certaines tôles présentent un taux de laminage important ce qui a pour effet d'étirer considérablement les grains suivant une direction. L'effet de la forme des grains a été étudié en utilisant le démonstrateur industriel associé au CuFe2P. Ainsi, trois microstructures sont représentées sur une lead. Elles comptent toutes 100 grains, avec un ratio d'allongement des grains (r) suivant la longueur de 1, 2, et 4. Pour obtenir ces microstructures, les mêmes germes sont utilisés dans *Germination* et les différents facteurs de forme sont appliqués à la pièce. On peut voir sur la Figure 5.18 que la disposition des grains dans la lead reste globalement la même pour les trois modèles. Aussi, les triplets d'angles d'Euler attribués à chaque grain sont identiques d'un modèle à l'autre. Le maillage est constitué de 16258 éléments C3D8R dont 13 dans l'épaisseur de la pièce.

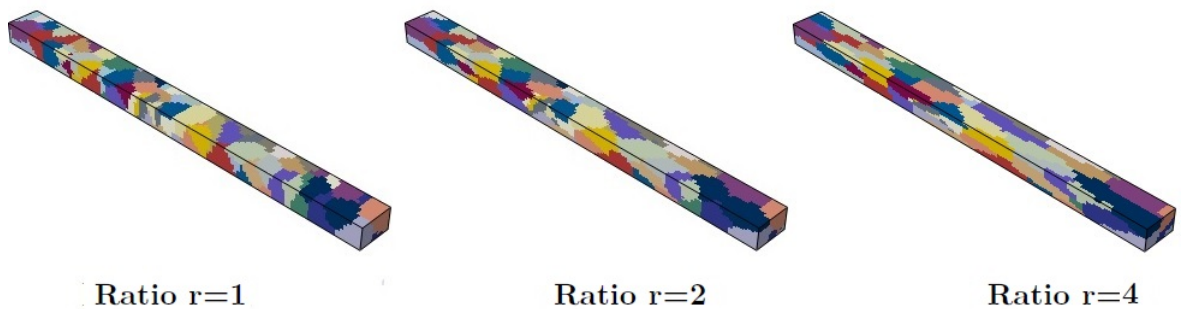


FIGURE 5.18: Représentation de la microstructure avec différents ratios d'allongement des grains suivant la longueur.

Les champs de contraintes illustrés sur la Figure 5.19 sont similaires pour les trois modèles ; en revanche, les géométries obtenues diffèrent notamment aux bords de la pièce.

Des irrégularités de forme sur les bords apparaissent dans les zones de contact entre les outils et la pièce qui semblent moins marquées lorsque le ratio d'allongement des grains augmente.

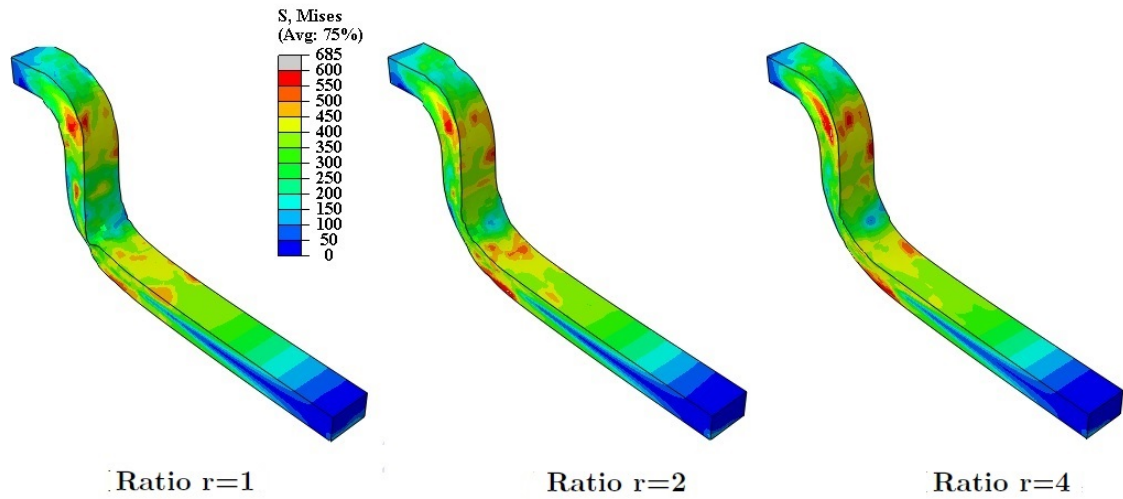


FIGURE 5.19: Champs de contraintes obtenus après l'étape de mise en forme dans les différents modèles.

La [Figure 5.20](#) montre que dans les zones où les irrégularités apparaissent, plusieurs grains sont répartis sur les bords en contact avec les outils.

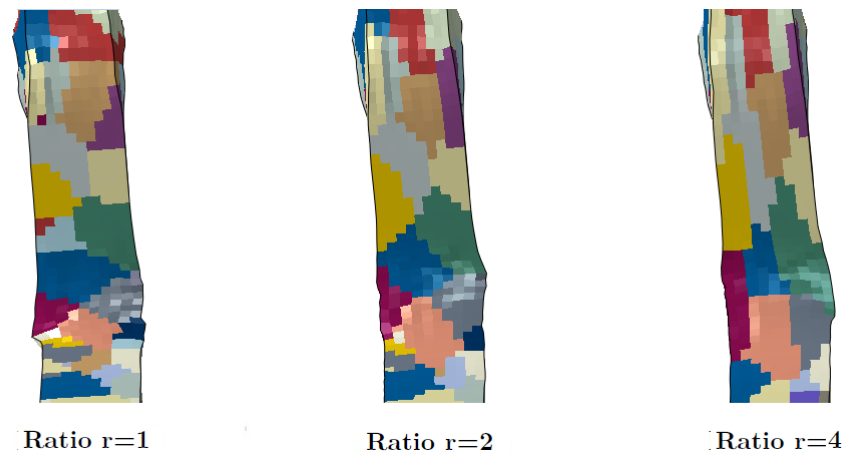


FIGURE 5.20: Irrégularités de profil provenant de la disposition des grains sur les bords de la pièce.

L'analyse du champ de déformation plastique équivalente ([Figure 5.21](#)) montre également des localisations de la déformation dans ces zones.

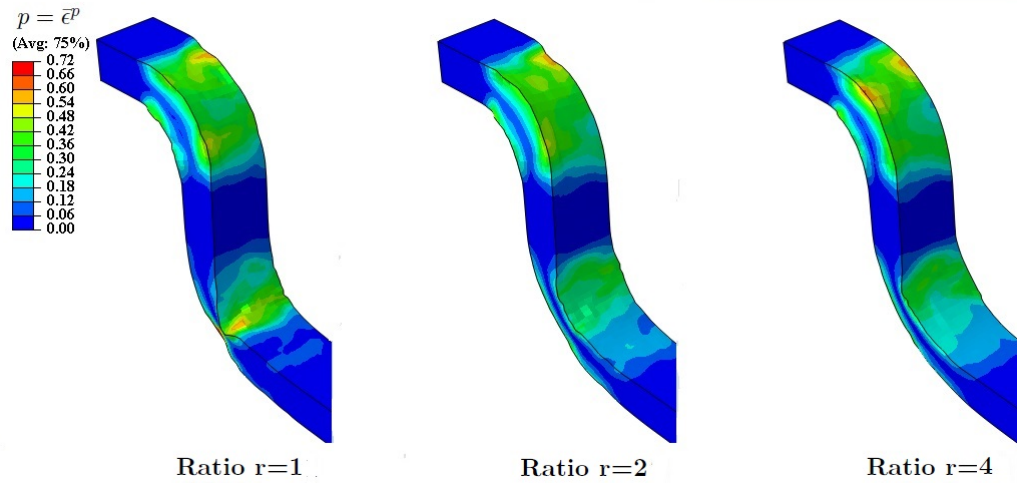


FIGURE 5.21: Champs de déformation plastique équivalente obtenus dans les différents modèles.

Les différences d'orientation entre les grains voisins induisent des incompatibilités de déformation qui apparaissent sur le profil de la pièce ; pour le ratio $r = 4$, les zones de contact pièce - outils sont souvent couvertes par un (seul) grain allongé ce qui permet d'avoir un profil plus régulier.

L'angle de retour élastique passe de $2,08^\circ$ pour $r=1$, à $2,06^\circ$ et $2,02^\circ$ ce qui montre une influence relativement faible du ratio d'allongement sur le retour élastique, du moins dans le cas présent.

5.3 Application des modèles aux démonstrateurs

Cette partie est consacrée à la simulation de la mise en forme des démonstrateurs par les modèles phénoménologiques et de plasticité cristalline. Les deux approches sont comparées. D'un point de vue strictement pratique, le nombre de grains relativement important dans l'épaisseur des tôles ne justifie pas pleinement le recours à un modèle de plasticité cristalline. En effet, les tôles de CuBe2 utilisées comptent environ 25 grains dans l'épaisseur et devraient par conséquent présenter un comportement homogène, à même d'être décrit par une modélisation phénoménologique. Dans le cas du CuFe2P, le nombre de grains dans l'épaisseur (12) rend l'utilisation d'une modélisation homogène questionable même si elle peut encore être justifiée, notamment si l'on met en perspective les temps de calculs requis par les deux approches. Il s'agit justement de deux configurations où les hypothèses d'applicabilité des deux modèles sont vérifiées. Ils offrent donc la

possibilité de comparer de manière licite les prédictions de ces deux modèles, de manière quantitative.

5.3.1 Pliage de leads

Le procédé de pliage modélisé par ces simulations est illustré sur la [Figure 5.3](#). La microstructure considérée dans le modèle CPFEM compte 3000 grains, dont entre 10 et 13 dans l'épaisseur. Le ratio d'allongement dans la longueur est de 4, conformément aux mesures expérimentales et le maillage comporte 59960 éléments C3D8R dont 14 dans l'épaisseur. Trois configurations différentes de microstructures sont simulées - l'une d'entre elles étant illustrée sur la [Figure 5.22](#).

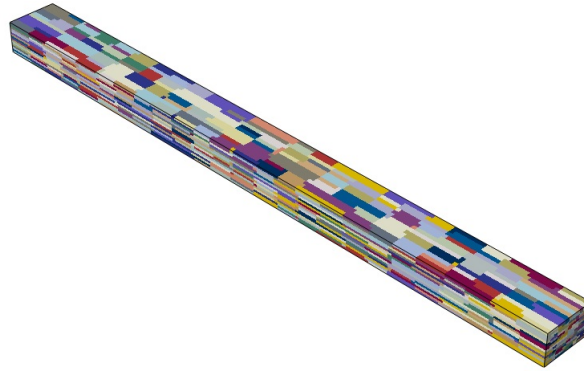


FIGURE 5.22: Microstructure de 3000 grains employée pour le modèle CPFEM.

Le maillage utilisé pour le modèle phénoménologique comporte 5500 éléments C3D8I, dont 8 dans l'épaisseur. Les degrés de liberté supplémentaires spécifiques aux éléments C3D8I permettent d'éliminer les modes de déformation incompatibles tels que le verrouillage ou shear locking. Ces éléments ont l'avantage de ne pas générer de contraintes de cisaillement parasites lorsqu'ils sont sollicités en flexion, ce qui les rend bien adaptés à la simulation de procédés de pliage (voir ([Laurent et al., 2010](#))). Le critère d'anisotropie est celui de ([Bron et Besson, 2004](#)), qui a permis la meilleure description du comportement matériau. L'écrouissage mixte ainsi que la décroissance du module de Young sont également pris en compte dans ces calculs. La [Figure 5.23](#) présente les champs de contrainte équivalente (von Mises pour le modèle CPFEM et BB2004 pour le modèle phénoménologique) obtenus pour l'approche phénoménologique et une des configurations du modèle CPFEM.

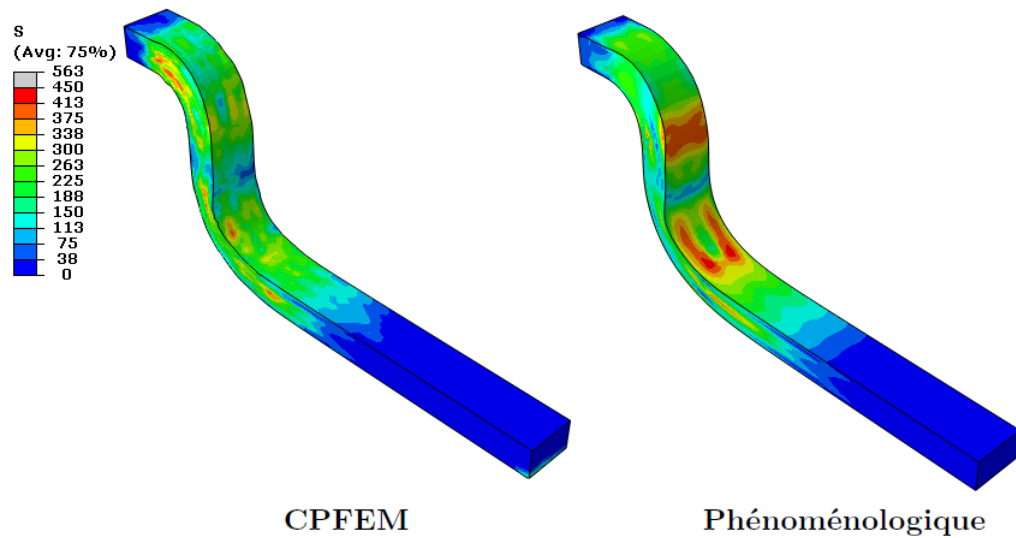


FIGURE 5.23: Champs de contraintes équivalentes (von Mises pour le modèle CPFEM, BB2004 pour le phénoménologique) après retour élastique.

Si les maxima de contraintes résiduelles prédits par le modèle phénoménologique sont symétriques, ils sont répartis de manière plus aléatoire dans l'approche CPFEM. Les angles de retour élastique prédits par les deux approches sont rapportés dans le [Tableau 5.2](#) :

Modèle	Angle de retour élastique (°)
CPFEM	$2,12^\circ \left(\frac{2,08+2,13+2,15}{3} \right)$
Phénoménologique	$2,6^\circ$

TABEAU 5.2: Valeur des angles de retour élastique prédits.

La moyenne des angles prédits pour les trois configurations ($2,12^\circ$) est inférieure à la valeur de $2,6^\circ$ obtenue par le modèle phénoménologique, qui est la valeur la plus proche des mesures réalisées sur les pièces produites par ACUIPLAST. En effet, pour 8 leads choisies aléatoirement dans 4 boîtiers différents, l'angle moyen de retour élastique mesuré est de $2,5^\circ$.

Ces résultats confirment l'hypothèse que les tôles de CuFe2P utilisées pour la production de ces pièces contiennent suffisamment de grains pour être décrites par un modèle phénoménologique. De plus, l'approche CPFEM est aussi capable de fournir des résultats d'une précision raisonnable en dépit d'un modèle d'écrouissage simple et d'une représentation géométrique simplifiée des grains. Le temps de calcul requis constitue un autre argument pour l'emploi du modèle phénoménologique : 8h04 min contre 25h10 min pour le modèle

CPFEM sur un seul coeur. Précisons toutefois que pour un calcul sur 24 coeurs, le temps de calcul du modèle CPFEM descend à 5h13 min.

5.3.2 Cambrage de connecteur

L'opération de cambrage des connecteurs de DELTA COMPOSANTS est aussi simulée avec les deux approches. Le modèle phénoménologique avec écrouissage mixte, décroissance du module de Young et critère de plasticité anisotrope de ([Bron et Besson, 2004](#)) est utilisé avec un maillage de 4000 éléments C3D8I qui comprend 6 éléments dans l'épaisseur.

Du fait de la taille et de la complexité de la pièce, la microstructure employée dans le modèle CPFEM est une représentation simplifiée de la microstructure réelle. L'accent est mis sur le nombre de grains dans l'épaisseur et les trois configurations considérées en comportent environ 20 (voir [Figure 5.24](#)), c'est-à-dire du même ordre de grandeur que les 25 grains mesurés par EBSD. Cette microstructure de 3500 grains est maillée avec 69482 éléments C3D8R.

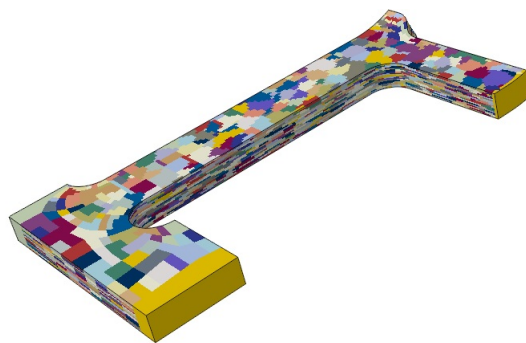


FIGURE 5.24: Microstructure de 3500 grains employée pour le modèle CPFEM.

Les champs de contrainte équivalente (von Mises pour le modèle CPFEM et BB2004 pour le phénoménologique) obtenus par les deux approches sont illustrés sur la [Figure 5.25](#). Bien que la description CPFEM prédise des concentrations et des maxima de contraintes localisés, les deux distributions de contraintes présentent certaines similarités.

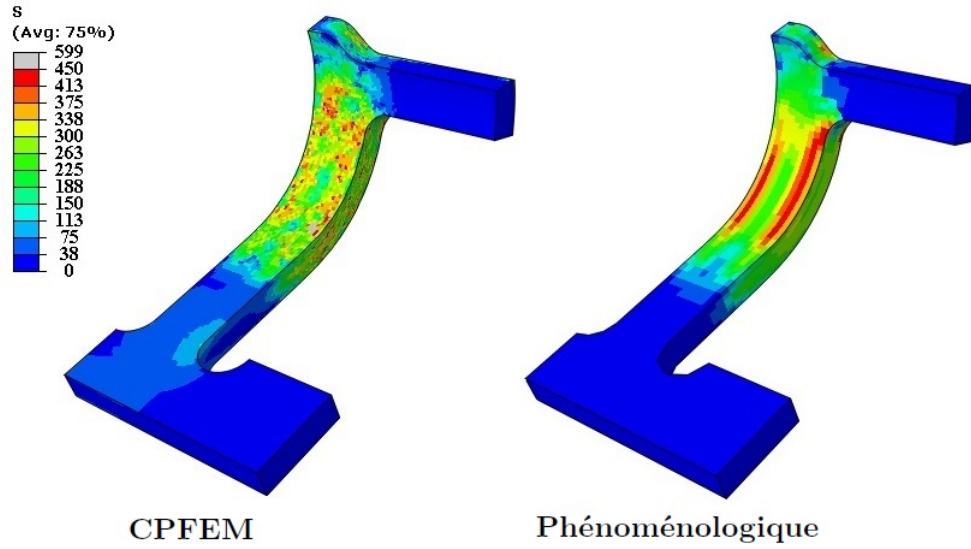


FIGURE 5.25: Distributions de contrainte équivalente (von Mises pour le modèle CPFEM, BB2004 pour le phénoménologique) après retour élastique prédits par les deux approches.

Les profils du connecteur après retour élastique sont relevés et présentés sur la [Figure 5.26](#). En raison du nombre important de grains considérés, les trois configurations du modèle CPFEM produisent des profils pratiquement identiques et un retour élastique de $27.2 \mu\text{m}$.

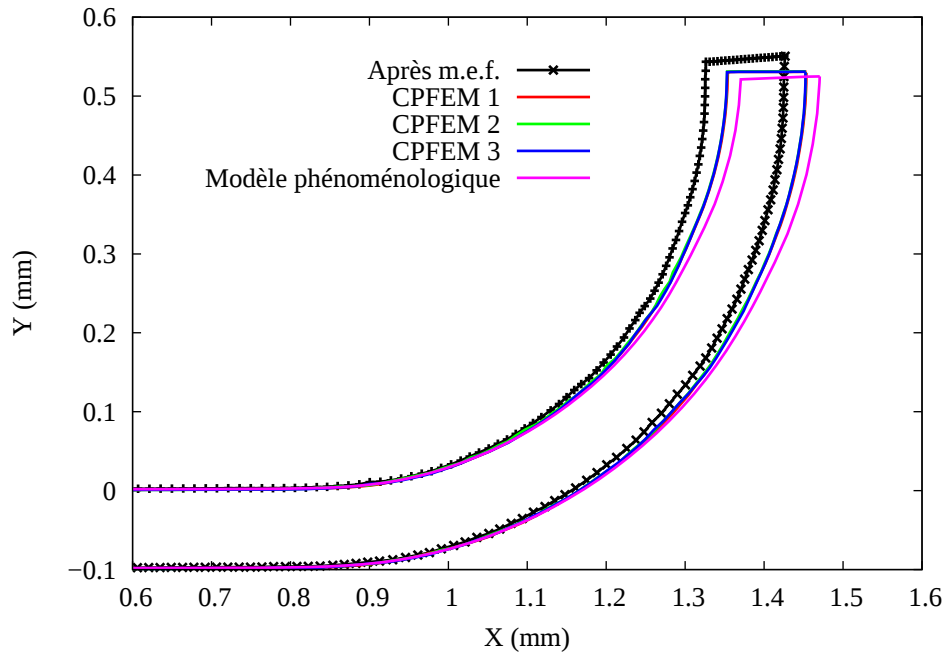


FIGURE 5.26: Comparaison des profils obtenus avec les modèles CPFEM et phénoménologique à la fin de l'opération de mise en forme (m.e.f.) et après retour élastique.

Le modèle phénoménologique prédit un retour élastique plus important ($44.9 \mu\text{m}$). Parallèlement, des mesures expérimentales ont été réalisées sur les connecteurs produits par DELTA COMPOSANTS. Une numérisation de la géométrie des connecteurs a donc été établie ce qui a permis d'obtenir les profils des sections gauche et droite de la pièce illustrées sur la [Figure 5.27](#).

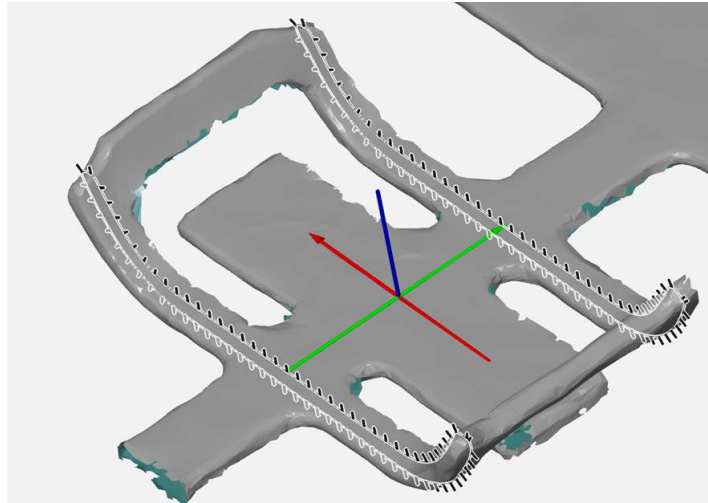


FIGURE 5.27: Numérisation d'un connecteur obtenue par mesure optique 3D (N. Bonnet - ENSAM Metz).

Les profils mesurés sont superposés à ceux obtenus par simulations sur la [Figure 5.28](#). Notons que les extrémités des pièces ne peuvent pas être considérées dans la comparaison, puisque nous n'avons pas simulé leur pliage réel mais simplement importé le modèle CAO « idéal » en fin de première opération.

Les mesures optiques révèlent également que l'épaisseur de la tôle est 0.122 mm , soit 22% de plus que la valeur considérée dans la modélisation. En dehors de ces aspects, les profils mesurés et simulés concordent relativement bien. Le modèle phénoménologique fournit les résultats les plus proches des valeurs expérimentales comme l'on était en mesure de s'y attendre. En effet, le modèle CPFEM utilisé considère seulement un nombre réduit de grains et fait des approximations sur leur géométrie qui permettent d'avoir, au détriment de la précision, des temps de calcul raisonnables.

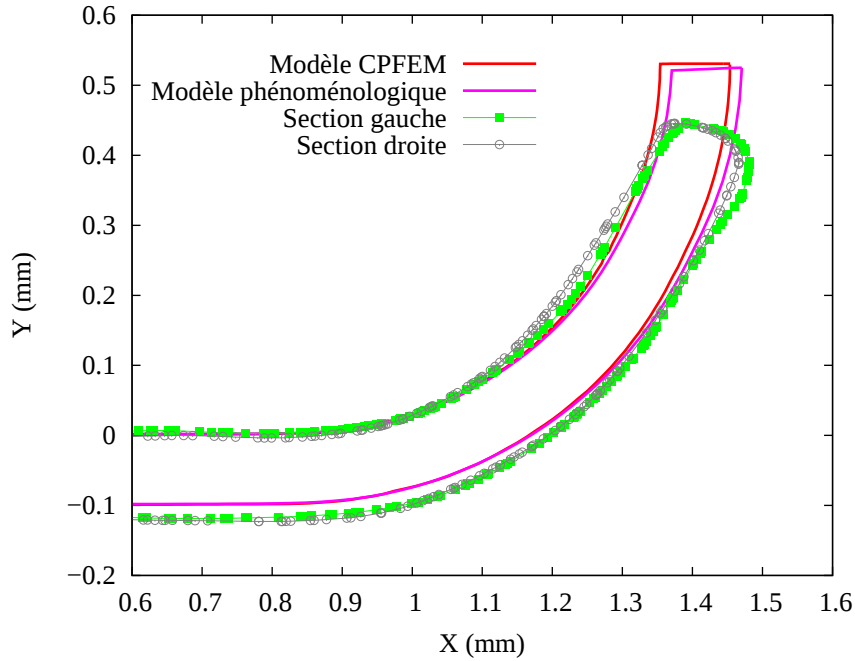


FIGURE 5.28: Comparaison des profils numériques et expérimentaux. L'extrémité de la pièce n'a pas été pliée dans le procédé réel contrairement à la simulation.

5.4 Bilan

Dans ce chapitre, les approches de modélisation développées ont été appliquées à des cas réels de micro-formage. Après une description des modèles numériques des démonstrateurs industriels, une étude est réalisée sur divers paramètres entrant en jeu dans les simulations de micro-formage avec un modèle CPFEM. D'un point de vue numérique, il en ressort que le solveur dynamique-explicite ABAQUS/Explicit représente un bon compromis efficacité-précision pour la prédiction du retour élastique du moment que l'on s'assure d'une discrétisation temporelle adéquate. De plus, un nombre suffisant d'éléments à intégration réduite C3D8R par grain (une vingtaine) permet d'obtenir une réponse fiable à l'échelle de la structure. En revanche, l'usage d'éléments à raideur additionnelle de hourglass, recommandés lors de transferts de résultats entre les solveurs explicites et statiques, devrait se faire précautionneusement sur des problèmes de pliage impliquant une déformation plastique.

En ce qui concerne la modélisation du comportement, il a été mis en évidence que l'utilisation d'une élasticité anisotrope conduisait après l'étape de mise en forme, à une

relaxation de contraintes plus importante qu'avec un modèle d'élasticité isotrope. Aussi, l'incorporation dans un modèle CPFEM d'une caractéristique matériau comme la décroissance du module de Young avec la déformation plastique apparaît comme une voie d'enrichissement de ce type de modélisation. Elle présente l'avantage d'introduire un degré de différenciation supplémentaire dans le comportement des grains tout en demeurant relativement simple à mettre en oeuvre. De plus, les lois d'écrouissage à densités de dislocations de (Tabourot, 2001) et à paramètres matériau de (Peirce *et al.*, 1982) ont produit des résultats similaires quant à la prédiction du retour élastique. L'hétérogénéité de contraintes intergranulaire constitue, dans ces lois à écrouissage isotrope, le mécanisme permettant la description de l'effet Bauschinger qui s'avère nécessaire pour une bonne prédiction du retour élastique. Cette hétérogénéité qui se développe au cours de la déformation est renforcée par la présence du champ de contraintes résiduelles pré-existant dans les tôles laminées non recuites. La modélisation de cette hétérogénéité initiale via l'introduction de distributions de cission critiques d'activation ouvre des pistes pour la prédiction du retour élastique. L'influence du ratio T/D (nombre de grains dans l'épaisseur) sur la réponse a été évaluée ; les résultats obtenus révèlent une atténuation de la dispersion et une augmentation du retour élastique avec le nombre de grains dans l'épaisseur. Enfin, l'effet de la morphologie des grains sur la réponse mécanique a été analysé, notamment pour le CuFe2P qui présente une microstructure très allongée dans la DL. Cette étude a montré que des grains allongés dans les zones de contact pièce-outils permettent d'éviter les irrégularités de profil qui peuvent apparaître sur la pièce si la surface de contact pièce-outils est couverte par des grains voisins désorientés.

Dans un second temps, les approches phénoménologiques et CPFEM ont été comparées sur la mise en forme des démonstrateurs industriels. En raison du nombre important de grains dans les tôles employées par les industriels, les résultats du modèle phénoménologique se sont avérés plus proches des mesures expérimentales que ceux du modèle CPFEM. Il n'en demeure pas moins que ce dernier, en dépit d'une représentation géométrique simplifiée des grains et d'un modèle d'écrouissage élémentaire calibré sur un essai de traction, a donné des résultats encourageants ce qui justifie son emploi sur des structures plus adaptées (moins d'une dizaine de grains dans l'épaisseur de la tôle).