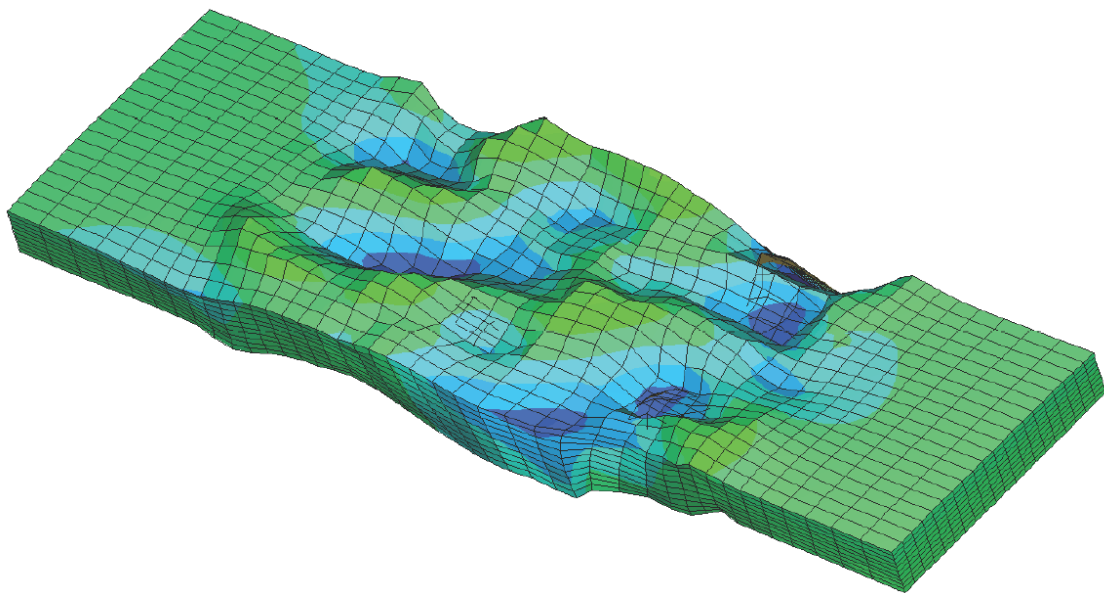


Validation d'une approche numérique permettant la simulation du comportement des tôles d'épaisseur submillimétrique

ECHEVERRI RESTREPO Sebastián
25/06/2008



Encadrants :

Nicolas BONNET

Pawel LIPINSKI

Albert TIDU

Master recherche MMSP / ENIM – ENSAM – UFR

SOMMAIRE

1	REMERCIEMENTS	4
2	INTRODUCTION	5
3	PROCEDES DE MICRO-FORMAGE.....	6
3.1	Micro-formage de pièces massives.....	6
3.2	Micro-formage de pièces fines	6
3.3	Micro-formage de profilés	7
4	DIFFICULTES LIEES AUX PROCEDES DE MICRO-FORMAGE	8
4.1	Difficultés liées au frottement	8
4.2	Difficultés liées au comportement.....	9
4.2.1	Modification de l'écrouissage	9
4.2.2	Modification de la ductilité	10
4.3	Difficultés liées à la taille des grains	10
4.4	Difficultés liées a la dispersion des résultats	11
5	ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TOLES MINCES EN TRACTION.....	13
5.1	Etude expérimentale.....	13
5.1.1	Résultats obtenus	13
5.2	Etude numérique	14
5.2.1	Résultats obtenus	15
6	MODELES NUMERIQUES	18
6.1	Modèles Viscoplastique et Plastique	18
6.2	Modèle Plastique	19
6.3	Modèle Viscoplastique.....	20
6.4	Prédiction Elastique – Correction Plastique.....	20
6.4.1	Structure et Implémentation du Modèle Plastique	21
7	VALIDATION DU MODEL VISCOPLASTIQUE.....	27
7.1	Approche Expérimentale	27
7.1.1	Préparation des éprouvettes	27
7.1.2	Configuration et orientation des grains	29
7.1.3	Essai de traction	29
7.2	Approche Numérique.....	30

7.2.1	Modélisation de l'éprouvette	30
7.2.2	Modélisation de l'essai de traction.....	30
7.3	Résultats et discussion	31
7.3.1	Courbes de traction.....	31
7.3.2	Distribution des contraintes	31
7.3.3	Déplacements	32
7.3.4	Angles d'Euler	33
7.3.5	Microscope à Force Atomique (AFM)	34
8	CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	35
9	BIBLIOGRAPHIE	37
10	ANNEXES	38

1 REMERCIEMENTS

Je tiens tout d'abord à remercier M. Pawel LIPINSKI et M. Nicolas BONNET, mes encadrants de recherche, pour m'avoir consacré une partie de leur temps, afin de m'orienter dans mes démarches, et pour m'avoir suivi et conseillé à chaque étape de cette expérience. Merci pour leur patience et leur disponibilité inconditionnelle.

Je veux notamment remercier, M. Albert TIDU et pour m'avoir accueilli au sein du LETAM et pour m'avoir constamment accordé une partie de son temps, pour éclaircir avec ses connaissances et son expertise mon travail dans le domaine expérimental.

Mes remerciements s'adressent également à M. Guillaume BRUNETTI pour m'avoir accompagné et pour m'avoir apporté des connaissances pratiques. Merci spécialement d'avoir fait en sorte que ce projet se passe pour le mieux. Je remercie pareillement toute l'équipe du LETAM, du LFM de l'ENIM et de l'ENSAM pour leur aide et leur accueil amical.

2 INTRODUCTION

Depuis le début des années 1990, la production industrielle des mini-composants a été faite principalement en utilisant des méthodes d'enlèvement de matière. La recherche des nouveaux procédés de formage a débutée avec le but de diminuer le temps de fabrication et, ainsi, d'augmenter les cadences de production. L'idée était de trouver la manière d'obtenir des pièces ne nécessitant pas ou peu de finition. Cependant, dès les premiers essais de l'utilisation du savoir faire du formage de pièces à grand échelle dans le cas de petites pièces, on s'est rendu compte qu'il y avait des problèmes et des différences à analyser, car le comportement des matériaux n'était pas le même. C'est dans ce contexte que beaucoup de travaux de recherche ont été conduits, parmi lesquels se trouve celui sur lequel je travaille.

Dans ce travail nous présentons la démarche suivie pour le développement d'une campagne expérimentale et de modélisation d'essais de traction afin de prédire et d'analyser la réponse mécanique des tôles d'épaisseur submillimétrique.

Pour ce faire, le travail a été divisé en 4 parties: premièrement, une campagne d'essais expérimentaux a été menée pour obtenir des éprouvettes avec des dimensions et caractéristiques microstructurales appropriées à la vérification des effets de taille ; deuxièmement, des essais de traction sont réalisés sur les éprouvettes préparées ; troisièmement, les performances de l'approche numérique proposée par BONNET [1] ont été évaluées par le biais d'une série de calculs et de leur comparaison avec des mesures expérimentales de l'évolution cristallographique des grains et de la variation de la topographie. Finalement des avancées ont été faites en l'implémentation d'une autre approche numérique dans le code d'éléments finis ABAQUS® pour simuler un comportement plastique.

3 PROCÉDES DE MICRO-FORMAGE

Le micro formage est une technologie appropriée pour fabriquer des très petites pièces de métal, en particulier pour la production massive, comme elle est exigée pour beaucoup de produits industriels résultants de la micro-technologie. La montée estimée des chiffres d'affaires de 15 à 35 milliard de dollars durant les 7 dernières années, expose une demande croissante de produits techniques microscopiques. Cela est principalement conduit par une tendance croissante de miniaturisation de produits.

Le formage et donc le micro-formage de métaux peut être divisée dans trois sections: Le formage de pièces massives, le formage de pièces fines et le formage de profilés.

3.1 Micro-formage de pièces massives

Le micro-formage de pièces massives a déjà beaucoup d'applications, grâce au fait que la matière première peut être produite facilement à partir du tréfilage de fils et la coupure de ces fils en petits cylindres. Le diamètre peut donc aller jusqu'au dixième de microns. Cependant, la manipulation de ces petits éléments dans un intervalle de temps approprié reste encore limitée. Des éléments filés à froid peuvent être formés avec des diamètres voisins de 0.3mm avec l'utilisation de machines spéciales (Figure 1).



Figure 1 Exemples de quelques micro-pièces utilisées dans l'industrie [3]

La matière première obtenue du tréfilage de fils peut être aussi utilisée dans le domaine de la micro-extrusion, ou la pièce industrielle la plus petite connue est un cylindre creux de diamètre 0.8mm et d'épaisseur de paroi 125 micromètres. Dans des conditions de laboratoire, des pièces de 0.5mm de diamètre et 50 μm d'épaisseur ont été produites.

3.2 Micro-formage de pièces fines

Le micro-formage de tôles minces métalliques, d'épaisseur inférieure à 0,1mm, a été investigué en termes de procédés de gonflement par pression d'air et de recourbement par laser. Dans le cas du laser, il a été montré les forts gradients de température induits mènent au courbement des feuilles épaisses avec des rayons de courbure relativement importants tandis que les feuilles minces sont pliées de façon beaucoup plus nette.

D'autres techniques, comme le micro-emboutissage profond et l'étirage, qui sont aujourd'hui bien maîtrisées, permettent la production en série de mini-composants à partir de feuilles métalliques.

3.3 Micro-formage de profilés

Le micro formage de profiles est un sujet qui n'a pas été très développé en termes de recherche. Une des causes de ce phénomène est le fait que le micro-formage massif n'est pas encore capable de fournir des « matières premières » suffisamment sophistiquées pour des procédés de formage subséquents. En plus, les machines pour le micro formage de profilés sont plus complexes que celles utilisées pour le micro-formage massif.

Actuellement, il y a quelques applications industrielles qui sont en train d'être développées, comme par exemples :

- Spirales pliés à partir de fils de diamètres allant jusqu'à 100 μm .
- Fabrication d'engrenages et d'arbres de transmission par extrusion (Figure 2).

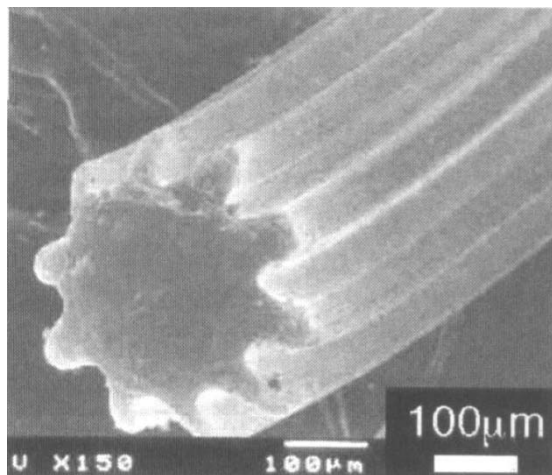


Figure 2 Micro arbre de transmission extrudé [4]

4 DIFFICULTES LIEES AUX PROCEDES DE MICRO-FORMAGE

Lorsqu'un procédé de formage est réduit à l'échelle des micro-dimensions, la microstructure et la topologie de la pièce à travailler et de l'outillage restent constantes. Le matériau de la pièce ne peut pas être considéré comme un milieu continu à cause du grand pourcentage du volume de la pièce occupé par un grain individuel. C'est pourquoi les limitations du procédé de micro-formage sont très influencées par la pièce. Ce phénomène est habituellement appelé « effet de taille ».

4.1 Difficultés liées au frottement

Un des effets de taille, qui a été observé en micro-extrusion, est un changement des conditions de friction. Un essai appelé « double cup extrusion test (DCE) » (Figure 3) permet de montrer ce phénomène. Dans cet essai le rapport entre les hauteurs h_1 et h_2 , R_{ch} , augmente avec l'augmentation du coefficient de friction (m).

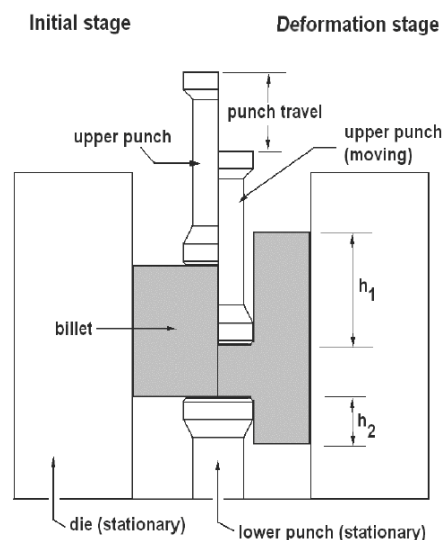


Figure 3 Double cup extrusion test (DCE) [1]

La magnitude du changement des conditions de friction est mesurée à partir de méthodes numériques et de simulation utilisant la méthode des éléments finis. Par exemple, pour des éprouvettes faits d'un matériau CuZn15 et avec un diamètre variable de 0.5 à 4mm et un poinçon adapté aux différentes dimensions, les résultats expérimentaux montrent une augmentation significative du coefficient de friction (parfois de jusqu'à un facteur de 20) avec la diminution de la taille de la pièce, bien que de l'huile soit utilisé comme lubrifiant. Ce phénomène de « effet de taille » est expliqué grâce à des poches ouvertes et fermées de lubrifiant qui se forment pendant l'essai (Figure 4).

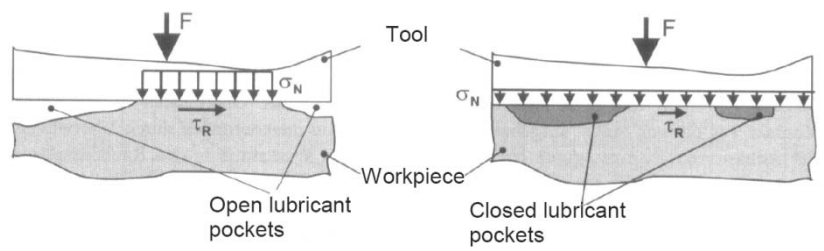


Figure 4 Poches de lubrifiant ouvertes et fermées

Pendant l'extrusion les crêtes présentes sur la surface sont aplaties et l'huile est piégée dans les vallées créées entre ces crêtes (poches fermées). Mais, si la vallée est localisée dans le bord de la pièce, l'huile peut échapper et aucune lubrification n'est réalisée.

4.2 Difficultés liées au comportement

L'effet de taille influence aussi fortement le comportement du matériau. Ces modifications sont présentes principalement sur les mécanismes d'érouissage et sur la ductilité.

4.2.1 Modification de l'érouissage

L'effet de taille est aussi présent dans les essais de traction. Il cause généralement une diminution de la contrainte d'écoulement. La figure 5 représente la variation de la contrainte d'écoulement (σ_f) pour un matériau **CuNi18Zn20** en fonction de l'épaisseur de l'éprouvette (λ). La taille moyen de grains (d) utilisée pour la réalisation de ces courbes est constante et d'approximativement **40 μ m**.

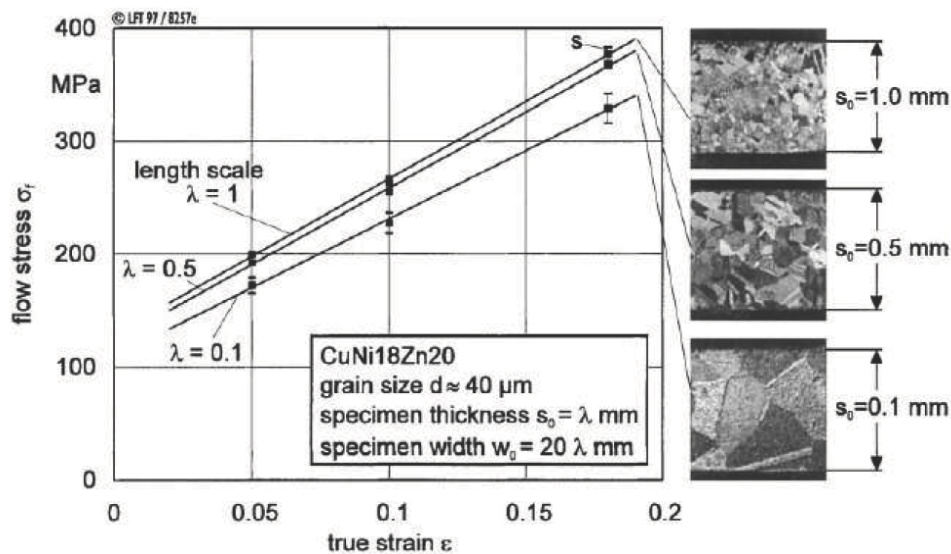


Figure 5 Variation de la contrainte d'écoulement en fonction de la longueur caractéristique [1]

Cette figure permet de voir un effet de taille qui est apparemment relié à l'épaisseur de l'éprouvette. En effet, du point de vue de la déformation plastique, les grains situés à la surface de l'éprouvette et les grains situés dans le volume de l'éprouvette se comportent différemment. À cause d'une activation moindre des systèmes de glissement, les grains situés à la surface de l'éprouvette présentent un niveau de contrainte plus faible. Cet effet est justifié par la diminution du nombre de voisins des grains surfaciques et a été vérifié par des modèles mécaniques. L'augmentation de la proportion de grains de surface par rapport au nombre total de grains, causée

par la réduction de la taille des pièces, entraîne donc une diminution de la contrainte d'écoulement pour une valeur donnée de la déformation plastique. De plus, les mouvements des dislocations dans ces grains sont plus libres en surface, ce qui entraîne une diminution de l'écroissage.

4.2.2 Modification de la ductilité

Pour les alliages de cuivre **CuNi18Zn20** et **CuZn15**, l'évolution du pourcentage de déformation sous striction en fonction de la longueur caractéristique est montré dans la figure 6. On peut remarquer que, dans les deux cas, la ductilité augmente avec la diminution de la taille et le pourcentage de déformation chute presque à zéro pour une valeur de longueur caractéristique égale à 0,1. De même, pour une épaisseur de tôle constante, l'augmentation de la taille de grain fait diminuer la ductilité.

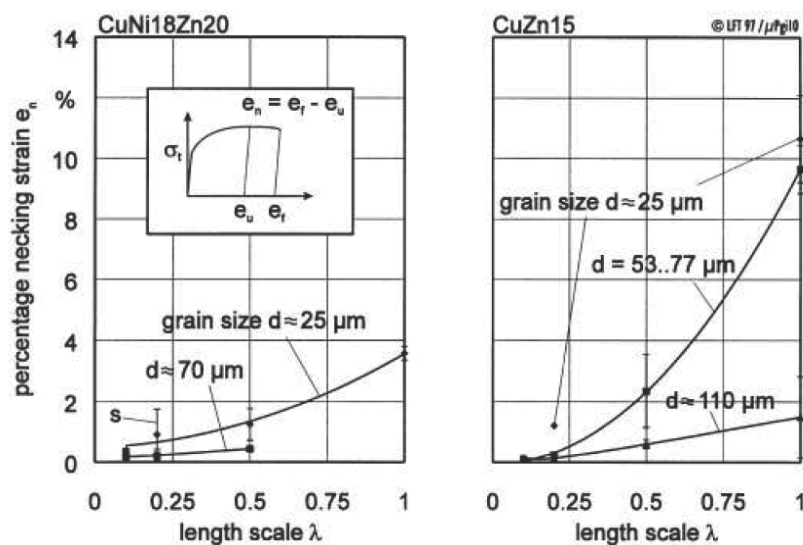


Figure 6 Evolution du pourcentage de déformation sous striction en fonction de la longueur caractéristique [1]

A partir de l'analyse de la figure 6 est possible affirmer que la diminution de la taille engendre une diminution de la déformation à la striction globale, ce qui peut être interprété au niveau macroscopique comme une variation d'un comportement ductile vers un comportement fragile.

4.3 Difficultés liées à la taille des grains

Le problème de la taille de grains dans les structures submillimétriques n'a pas été très développé jusqu'à ce moment. Pour des échelles macro la loi de Hall et Petch donne l'évolution de la contrainte limite d'écoulement (σ_y) en fonction du diamètre moyen des grains (d) :

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{d}} \text{ Equation 1}$$

Où σ_0 et K sont des constantes. Cependant, il a été démontré expérimentalement que cette loi n'est pas toujours valable : une taille de grain seuil est détectée. Comme on peut voir dans la figure 7 il y a un diamètre de grain moyen de **20nm** à partir duquel la contrainte d'écoulement diminue proportionnellement avec la taille de grain.

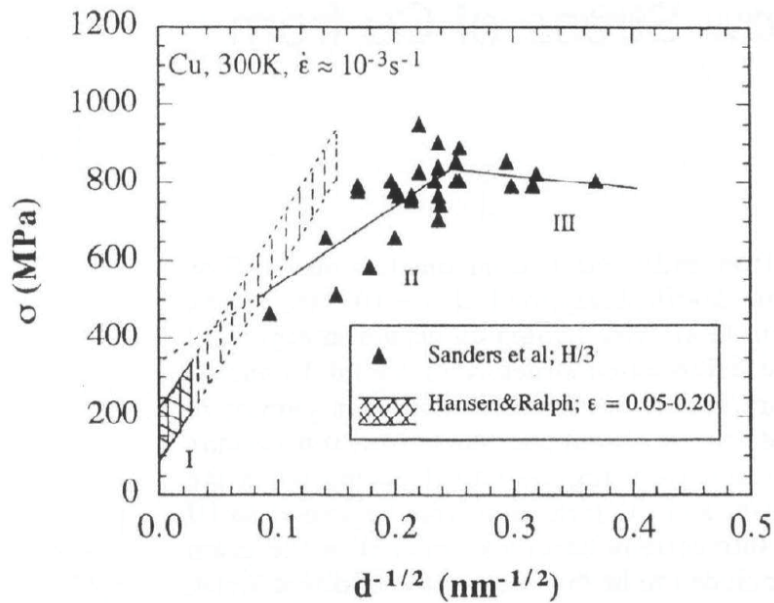


Figure 7 Evolution de la limite d'écoulement en fonction du diamètre de grain moyen [1]

D'autres auteurs, ont remarqué que l'effet de la taille de grain n'intervient que lorsqu'un certain nombre de grains est présent dans l'épaisseur de l'éprouvette. La valeur seuil approximative de 20 grains à travers l'épaisseur est proposée. En dessous de cette limite, aucune influence de la taille de grain n'est enregistrée mais l'effet de taille de l'éprouvette devient prépondérant. La notion de volume élémentaire représentatif et donc de milieu continu n'a ici plus de sens.

4.4 Difficultés liées à la dispersion des résultats

Comme on voit, principalement, dans les figures 7 et 8, plus les dimensions des éprouvettes diminuent, plus la dispersion du comportement mesuré n'augmente. En effet lors de la diminution de la taille des éprouvettes, le nombre de grains présents dans la structure devient chaque fois plus faible. Par conséquent le comportement global du matériau devient plus dépendant du comportement individuel de chaque grain que dans le cas macroscopique d'un polycristal massif. Les différentes pièces testées étant constituées de grains de tailles et d'orientations différentes présentent chacune une réponse spécifique.

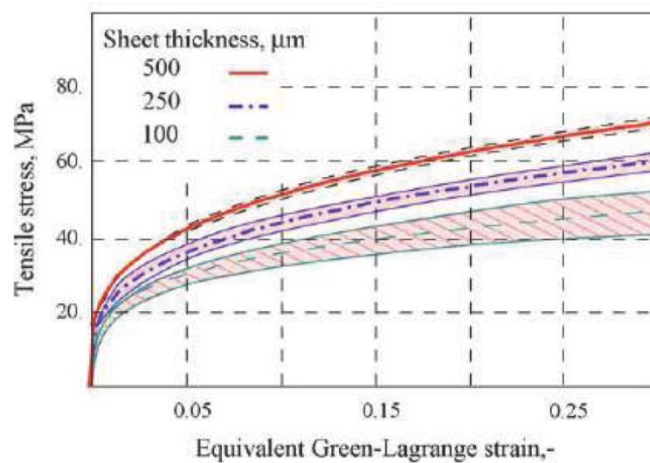


Figure 8 Exemple de la dispersion des résultats [1]

La prédiction du comportement des matériaux à cette échelle à l'aide des théories d'homogénéisation perd ainsi toute validité et peut conduire à des erreurs de dimensionnement importantes. La simulation numérique de structures prenant en compte le comportement individuel de chaque grain fournit alors un avantage indéniable car elle est capable de prédire l'étendue des résultats, comme démontré sur la Figure 8

5 ETUDE DU COMPORTEMENT MECANIQUE DES TOLES MINCES EN TRACTION

Une campagne d'essais expérimentales a été menée afin de mieux comprendre le comportement de tôles minces lorsqu'elles sont soumises à une sollicitation et de vérifier les observations faites par d'autres auteurs. Les résultats obtenus dans cette campagne sont utilisés comme point de référence pour la validation du modèle d'analyse numérique à générer.

5.1 Etude expérimentale

Les essais de traction ont été basés principalement sur les suivantes axes d'investigation:

- Etude de l'influence du nombre de grains dans l'épaisseur
- Etude de l'influence de la taille moyenne de grains
- Etude de l'influence de la distribution de tailles de grains
- Observation des faciès de rupture

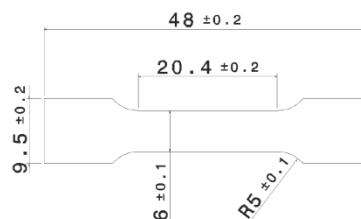


Figure 9 Dimensions de l'éprouvette pour les essais de traction [1]

Ces essais sont réalisés sur une mini-machine de traction conçue pour des essais in situ sous MEB ou sous goniomètre. La machine est composée d'un capteur de déplacement inductif précis à $\pm 1\mu\text{m}$ ainsi que d'une cellule de force d'une capacité maximum de 5kN et une précision de $\pm 2\text{N}$. Finalement, une chaîne d'acquisition pilotée sous Labview permet l'enregistrement des données. Les dimensions principales des éprouvettes sont montrées dans la figure 9.

5.1.1 Résultats obtenus

Les essais de traction uni-axiale ont été menés sur des feuilles minces de cuivre, d'aluminium pur et d'acier inoxydable de type 316L d'épaisseur **100 μm** et **250 μm** avec un nombre de grains moyen dans l'épaisseur variant de 1 à 8. Dans les trois cas, des comportements similaires ont été observés. Ces essais ont montré principalement que, du rôle important des grains surfaciques sur la contrainte d'écoulement et sur la déformation à rupture des éprouvettes, l'influence de ces grains ne peut être négligé en vue de reproduire la réponse de feuilles minces lors d'opérations de mise en forme. Et aussi que l'effet de taille de grains doit être analysé en termes de distribution de taille et non en termes de la taille moyenne pour pouvoir prendre en compte l'influence des plus gros grains.

L'analyse des résultats obtenus des essais de traction simple permet de mettre en évidence les points suivants :

- Le comportement mécanique ne dépend pas du nombre de grains dans l'épaisseur et donc pas de la taille moyenne de ces grains. Cependant, il dépend clairement de la valeur de l'épaisseur. Ces résultats sont attribués à la distribution de la taille de grain et au rôle des grains de surface (Figure 10) libres. Ainsi, le comportement semble être contrôlé par les plus gros grains de la structure.

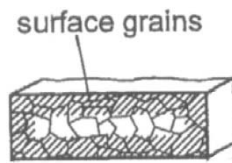


Figure 10 Grains de surface [4]

En effet, d'une part à cause de leur taille, ceux-ci sont plus favorables à l'écoulement plastique que les petits grains. D'autre part ils présentent généralement une ou plusieurs surfaces libres, ce qui augmente encore leurs déformations plastiques et engendrent un adoucissement du comportement.

- La diminution de la taille des éprouvettes a pour conséquence le passage d'un état de déformation plane vers un état de contrainte plane qui se manifeste par une localisation de la déformation et une rupture originale en lame de couteau (Figure 10).

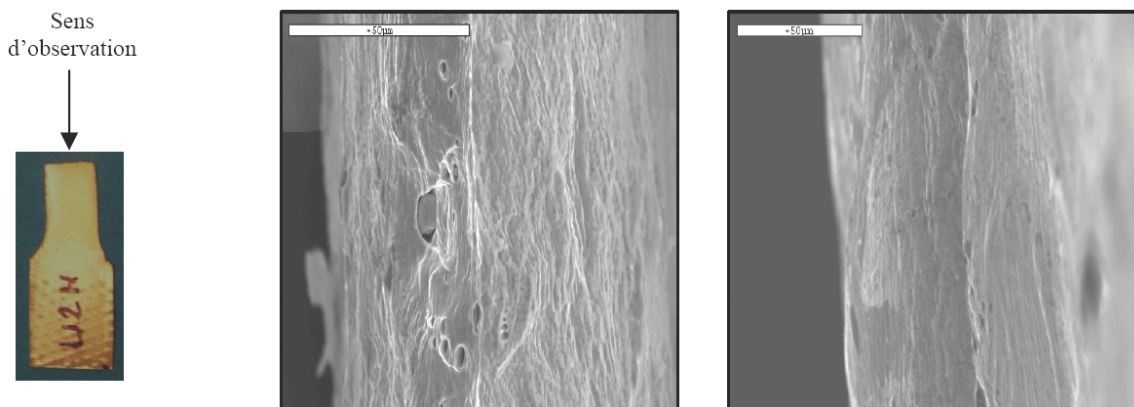


Figure 11 Facies de rupture en lame de couteau [1]

En conclusion on peut affirmer que, dans le cas des tôles minces, les surfaces libres ont une influence fondamentale sur la réponse macroscopique du matériau. L'influence sur le comportement, notamment la perte de ductilité, des surfaces internes telles que les joints de grains semble elle aussi importante bien qu'elle ne soit pas clairement identifiée. Pour prendre en compte cet effet dans une modélisation de la mise en forme et coupler les sources d'hétérogénéités associées à la fois au matériau et à la structure, l'utilisation de modèles numériques intégrant la microstructure granulaire du matériau est indispensable.

5.2 Etude numérique

Les simulations en éléments finis des procédés de micro-formage pourraient être utilisées pour prédire le comportement de tels procédés, cependant ces simulations ne prennent pas en compte l'effet de taille. Donc, ca devient nécessaire de déterminer expérimentalement ces effets de taille et les implémenter dans le modèle mathématique.

L'étude expérimentale a permis de voir l'influence de la surface libre de l'échantillon sur la réponse mécanique de feuilles d'épaisseur faible. Aussi, il a été remarqué que, apparemment, la taille moyenne des grains n'est pas un paramètre affectant cette réponse. En effet, la taille des grains est très dispersée dans les structures étudiées et la réponse mécanique semble plutôt être contrôlée par les grains les plus gros.

Dans l'étude numérique du comportement mécanique des tôles minces en traction uni-axiale, des simulations ont été faites, en utilisant les hypothèses suivantes :

- La cission critique (τ_c) des systèmes de glissement reste constante pour tous les systèmes et tous les grains. Ainsi, en première approximation, la variation de τ_c liée à la taille de grain est négligée.
- De même, l'effet de taille de grain sur le libre parcours moyen des dislocations est négligé.

Ces essais de traction numériques ont été basés principalement sur les suivantes axes d'investigation:

- Analyse de la localisation de la déformation
- Influence de la surface libre
- Influence de la distribution de taille de grains
- Analyse de l'effet peau d'orange

5.2.1 Résultats obtenus

Les simulations des essais de tractions faites en utilisant le modèle développé et la méthode des éléments finis démontre que l'approche développée est fonctionnelle et qu'elle peut être aussi utilisée comme une sorte de « laboratoire virtuel » dans lequel peuvent être menés de nombreux essais et observations. Grâce à cet outil, il a été vérifié que la surface libre joue un rôle prépondérant sur la modification du comportement du matériau dans le cas des tôles minces. Son influence peut être prise en compte par :

- Le rapport entre la surface et le volume ($\frac{S}{V}$) de l'éprouvette (Figure 12)

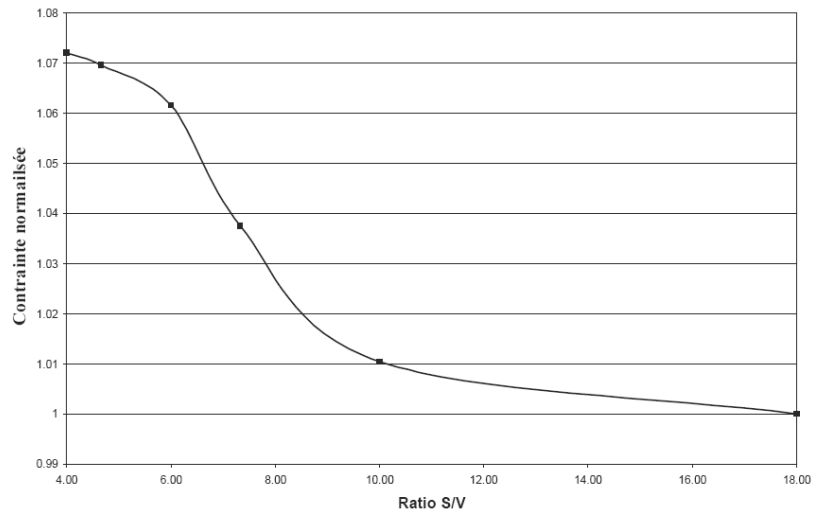


Figure 12 Evolution de la contrainte moyenne σ_{11} normalisée pour $\epsilon_{11}=0.1$ en fonction du rapport (S/V) de l'éprouvette[1]

- La fraction volumique de grains surfaciques (f_s) (Figure 13).

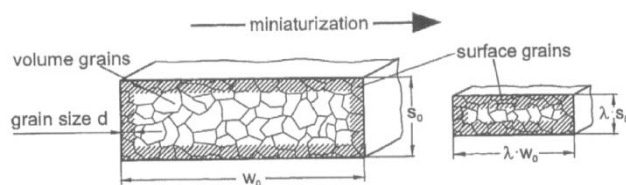


Figure 13 Relation entre les grains de surface et les grains intérieurs [4]

- Ou, le couplage de ces deux paramètres $\left(\frac{S}{V}\right) \cdot (f_s)$. Il a été trouvé que ce dernier paramètre est, apparemment, en relation quasi-proportionnel avec la contrainte d'écoulement macroscopique (Figure 14).

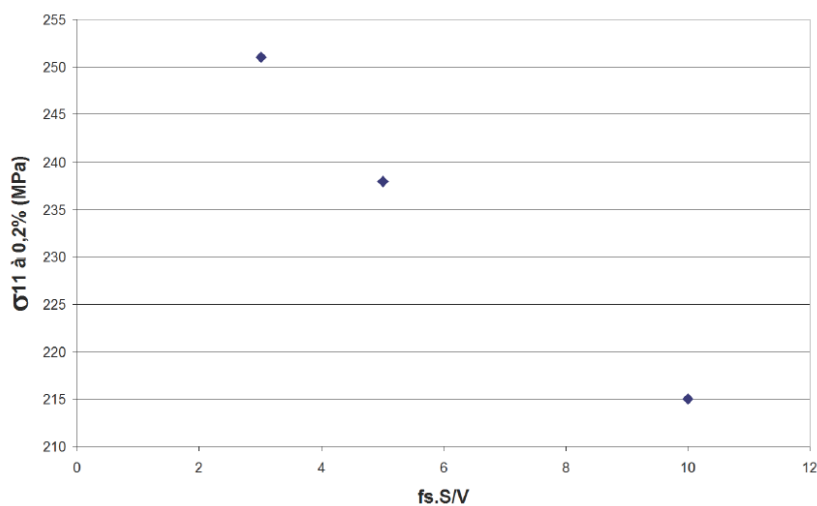


Figure 14 Relation entre $(S/V) \cdot (f_s)$ et σ_{11} pour une déformation totale de 0.2% [1]

De même, il a été trouvé qu'une distribution de taille de grains étendue impliquant la présence de gros grains en comparaison de l'épaisseur de la structure peut aussi accentuer l'influence de la

surface libre. La raison de cette influence est que les gros grains ont statistiquement une surface libre importante et présentent par conséquent un comportement adouci par rapport aux grains qui sont dans le volume. Du fait de leur forte fraction volumique, ces gros grains conduisent à un adoucissement global du comportement macroscopique.

Si la distribution de la taille de grains est relativement régulière, la proportion des grains surfaciques dans l'éprouvette est facile à déterminer ; par contre, si la distribution de taille de grains est étendue, cette estimation est beaucoup plus compliquée. Donc, l'étude des gros grains seuls permet de connaître approximativement le comportement global.

Finalement, lors de la déformation, il faut remarquer l'apparition d'un phénomène appelé « peau d'orange » qui se manifeste par le plissement des surfaces libres initialement planes. Ce phénomène est le résultat des différences d'orientations des grains. Ces grains vont se cisailer dans des directions différentes, provoquant ainsi des vallées et des crêtes (Figure 15)

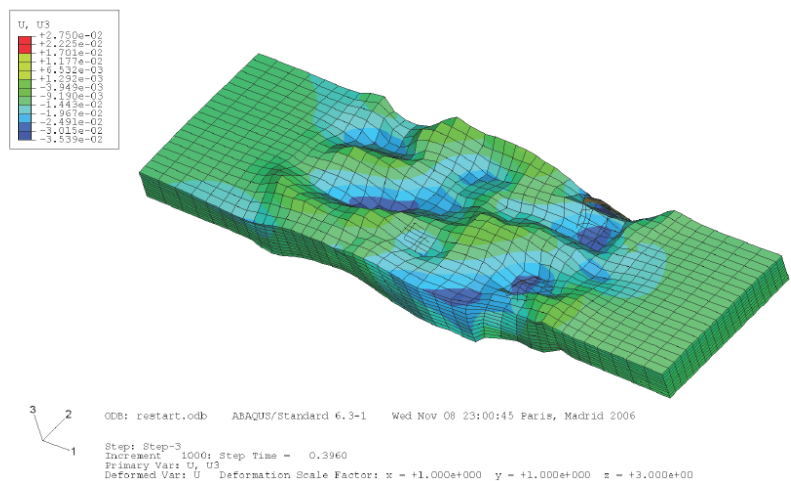


Figure 15 Déplacement suivant l'axe 3 représenté pour une déformation globale de 0,2 [1]

6 MODELES NUMERIQUES

Les simulations par éléments finis des processus de microformage sont utiles pour prévoir leur comportement global, mais les programmes conventionnels d'éléments finis ne prennent pas en compte les effets de taille. Donc la détermination expérimentale de ces effets de taille et leur implémentation dans des modèles mathématiques devient nécessaire.

Avec l'objectif de avoir une approche numérique au comportement mécanique des tôles pour vérifier les résultats obtenus expérimentalement, deux modèles ont été formulés par BONNET [1].

6.1 Modèles Viscoplastique et Plastique

Dans le cas des deux modèles, la définition de la surface d'écoulement, l'évolution de la contrainte de cisaillement et l'évolution de la densité de dislocations sont les mêmes. Ce qui change est la manière dont la surface d'écoulement évolue comme réponse aux sollicitations imposées.

La frontière du domaine élastique ∂E_T correspond au critère de l'activation potentielle des mécanismes de déformation permanente, et est définie par les expressions suivantes :

$$\partial E_T := \left\{ (T, \{\rho\}) \in \mathcal{S} \times \mathcal{R}^N \mid f^g(T, \{\rho\}) = 0 \quad \forall g \in [1, 2, \dots, N] \right\} \quad \text{Equation 2}$$

$$f^g(T, \rho^g) = \langle S^g \rangle \{T\} - \tau_{cr}^g(\rho^g) \quad \forall g \in \mathcal{G} \quad \text{Equation 3}$$

où :

- $\{\rho\} \rightarrow$ Densités de dislocations associées aux N mécanismes de déformation irréversibles
- $\mathcal{S} \rightarrow$ Espace des tenseurs symétriques d'ordre 2
- $S^g \rightarrow$ Partie symétrique du tenseur de Schmid
- $\tau_{cr}^g \rightarrow$ Contraintes critiques des systèmes de glissement plastique
- $\mathcal{G} \rightarrow$ Ensemble des N systèmes de glissement plastique

Dans ces équations on considère que la déformation du matériau est due aux mouvements et à la multiplication des dislocations sur des systèmes de glissement définies en fonction du type de structure cristalline.

Les contraintes critiques de glissement plastique sont calculées en fonction de la densité de dislocations, avec la relation suivante :

$$\tau_{cr}^g = \tau_0^g + \alpha \mu b \sqrt{\sum_{\forall h \in \mathcal{G}} a^{gh} \rho^h} \quad \text{Equation 4}$$

où :

- $\tau_0^g \rightarrow$ Cission critique initiale sur chaque système de glissement

- $\alpha \rightarrow$ Constante
- $\mu \rightarrow$ Module de cisaillement du cristal
- $b \rightarrow$ Norme du vecteur de Burgers
- $\alpha^{gh} \rightarrow$ Matrice de coefficients d'écroissage

Finalement, il faut avoir une relation pour définir l'évolution de la densité de dislocations sur chaque système :

$$\dot{\rho}^g = \frac{1}{b} \left(\frac{\sqrt{\sum_{h \in G} \hat{\delta}^{gh} \rho^h}}{K} - 2Y_c \rho^g \right) \dot{\gamma}^g \quad \text{Equation 5}$$

où :

- $K \rightarrow$ Paramètre matériau liée au libre parcours des dislocations
- $Y_c \rightarrow$ Distance d'annihilation critique des dislocations
- $\hat{\delta}^{gh} \rightarrow$ Matrice tel que $\hat{\delta}^{gh} = \begin{cases} 0 & \text{si } g = h \\ 1 & \text{si } g \neq h \end{cases}$

Cette relation a été proposée par Essmann et Mughrabi [6] à partir du bilan de production et annihilation des dislocations.

6.2 Modèle Plastique

Les matériaux qui ont une réponse plastique indépendante de la vitesse, suite à un chargement, ont un comportement élastique jusqu'à ce que la contrainte initiale d'écoulement est atteinte. Ce régime élastique est suivi d'un régime elasto-plastique où sont induites des déformations plastiques permanentes.

Pour ce type de réponse, l'état de contraintes ne peut jamais sortir de la surface de plasticité et pendant l'écoulement le vecteur représentant l'état de contraintes reste sur cette limite en suivant son évolution. Cette propriété est nommée condition de cohérence et est représentée mathématiquement avec l'équation suivante :

$$\dot{\gamma}^g f^g(\mathbf{T}, \{\rho\}) = 0 \quad \forall g \in \mathcal{A} \quad \text{Equation 6}$$

où :

- $\dot{\gamma}^g \rightarrow$ Vitesse de glissement

En plus, pour demeurer sur la surface il faut aussi que des conditions complémentaires (conditions de Kuhn-Tucker) soient remplies.

$$\dot{\gamma}^g f^g(\mathbf{T}, \{\rho\}) = 0 \quad \forall g \in \mathcal{A} \quad \text{Equation 7}$$

$$\dot{\gamma}^g \geq 0 \quad \text{et} \quad f^g(\mathbf{T}, \{\rho\}) \leq 0 \quad \text{Equation 8}$$

Ces conditions permettent de déterminer quel type de réponse va subir le mécanisme de déformation analysé. Finalement, elles permettent aussi de calculer les vitesses de glissement :

$$\dot{\gamma}^g = \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} \left(\partial_T f^g : \mathbf{C} : \partial_T f^h - \partial_{\rho^h} f^g h^h \right) \partial_T f^h : \mathbf{C} : \mathbf{D} \quad \text{Equation 9}$$

6.3 Modèle Viscoplastique

Dans le cadre de l'écoulement viscoplastique les valeurs des variables \mathbf{T} et ρ ne sont pas limités à se trouver dans la fermeture du domaine élastique. C'est pourquoi il est indispensable de définir une équation constitutive, appelé aussi « loi d'écoulement viscoplastique », pour compléter le modèle. Etant donné que la densité de dislocations ρ intervient par le biais de la contrainte critique et que la contrainte \mathbf{T} intervient à travers des contraintes résolues, cette loi prend la forme suivante.

$$\dot{\varphi}^g = \dot{\varphi}^g \left(\tau^g(\mathbf{T}), \tau_c^g(\{\rho\}) \right) \quad \text{Equation 10}$$

Les analyses qui seront menés dans ce travail vont porter principalement sur des éprouvettes d'aluminium avec une structure cristallographique cubique à faces centrées (CFC). En conséquence on utilise une loi qui est particulièrement adaptée à l'écoulement de ce type de cristaux [7]. Elle est obtenue en partant de l'hypothèse que le mouvement de dislocations est gouverné par les obstacles à courte distance et elle est donnée par l'équation suivante :

$$\dot{\varphi}^g \left(\tau^g(\mathbf{T}), \tau_c^g(\{\rho\}) \right) = \left(\frac{\tau^g}{\tau_c^g} \right)^m \quad \text{Equation 11}$$

où :

$1/m \rightarrow$ Coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation microscopique

6.4 Prédiction Élastique – Correction Plastique

La méthode choisie pour faire l'implémentation des modèles numériques consiste, principalement, de deux étapes : une prédiction élastique et une correction plastique. Conceptuellement l'algorithme est construit de la manière suivante.

Le problème de la prédiction élastique est résolu en utilisant les conditions initiales, qui correspondent aux valeurs convergées de l'itération précédente. Ceci conduit à un « état élastique test » qui, en cas d'être situé en dehors de la surface d'écoulement \mathbb{E}_σ , est pris comme condition initiale pour la solution du problème de la correction plastique. L'objectif de cette deuxième étape est de restaurer la consistance de la solution en faisant « retourner » l'état test à la surface d'écoulement.

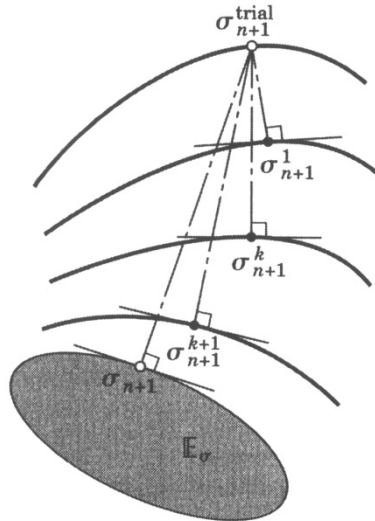


Figure 16 Interprétation géométrique de l'algorithme de projection au point le plus proche dans l'espace de contraintes [5]

Dans la Figure 16 est présentée une interprétation géométrique de l'étape de correction plastique. A chaque itération, les contraintes sont linéarisées pour trouver l'intersection avec la frontière de la surface d'écoulement ($f = 0$).

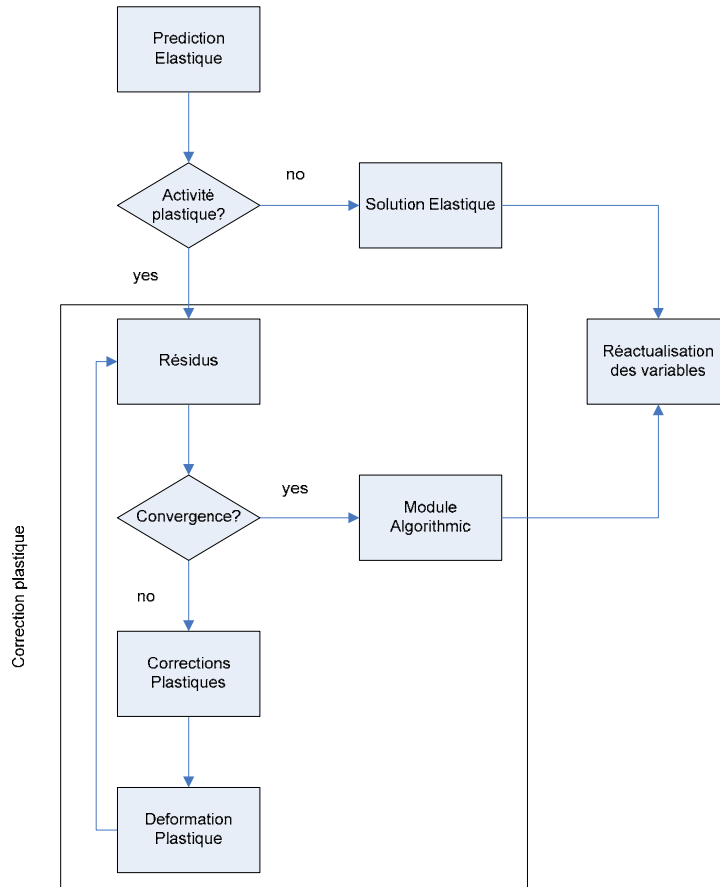
6.4.1 Structure et Implémentation du Modèle Plastique

Après avoir développée un modèle analytique, il faut trouver la manière traiter les équations comportementales. L'objectif est de déterminer la variation des variables mécaniques pour un espace de temps donné. Pour cela, on utilise les résultats obtenus par BONNET [1] en prenant une approche incrémentale.

Le problème consiste alors à mettre à jour les valeurs de la déformation totale, la déformation plastique et la densité de dislocations à la fin de chaque pas de temps (E_{n+1} , E_{n+1}^p , ρ_{n+1}) en ayant comme information les valeurs initiales (E_n , E_n^p , ρ_n) et un incrément de déformation ΔE imposé par le code éléments finis.

Le code éléments finis choisi pour faire l'implémentation du modèle est ABAQUS®. Ce code préconise la méthode de résolution implicite pour l'intégration de la loi comportementale ; c'est donc dans ce cadre qu'on se place ici.

Dans l'organigramme suivant, on présente la structure générale de la routine à faire pour introduire la loi de comportement plastique dans le code éléments finis.



Organigramme 1 Structure du modèle plastique

6.4.1.1 Prédiction élastique

La première étape de l'algorithme consiste à établir les valeurs initiales de toutes les variables nécessaires pour le calcul à partir d'une prédiction élastique. C'est-à-dire, un état de contraintes test T^{test} est calculé en supposant que l'incrément de la déformation est complètement élastique.

$$\begin{aligned} \delta T &= C : \Delta E \\ T^{test} &= T_n + \delta T \end{aligned} \quad \text{Equation 12}$$

Avec cette première approximation des valeurs des variables internes il devient possible le calcul de une fonction d'écoulement test f_{n+1}^{g-test} qui servira pour examiner le critère de plasticité sur chaque système de glissement. Les détails du calcul sont exposés dans les équations suivantes :

$$\begin{aligned} \tau_{cr}^g(\{\rho\}_n) &= \tau_0^g + \alpha \mu b \sqrt{\sum_{\forall h \in G} a^{gh} \rho_n^h} \\ \tau^g(T^{test}) &= \langle S^g \rangle \{T\}_{n+1}^{test} \\ f_{n+1}^{g-test}(T^{test}, \{\rho\}_n) &= \tau^g(T^{test}) - \tau_{cr}^g(\{\rho\}_n) \end{aligned} \quad \text{Equation 13}$$

6.4.1.2 Vérification de activité plastique

Suite à la prédiction élastique il faut trouver s'il y a des systèmes de glissement potentiellement actifs. Pour cela il suffit d'examiner si la valeur de la fonction d'écoulement test calculé est inférieure ou égale à zéro pour chacun des systèmes (voir équation ci-dessous). Si c'est le cas, il s'agit d'un incrément élastique, autrement, il peut y avoir de la déformation plastique.

$$f_{n+1}^{g-test} \leq 0 \quad \forall g \in \mathcal{G}$$

Equation 14

En supposant que $f_{n+1}^{g-test} > 0$ (activité plastique) les nouvelles approximations de la déformation plastique et des densités de dislocations sur tous les systèmes sont initialisées aux valeurs convergées de l'incrément antérieur.

$$\begin{aligned} \{E^p\}_{n+1}^{(0)} &= \{E^p\}_n \\ \{\rho\}_{n+1}^{(0)} &= \{\rho\}_n \\ \{\Delta\gamma\}_{n+1}^{(0)} &= \{0\} \\ f_{n+1}^{(0)} &= f_{n+1}^{g-test} \end{aligned}$$

Equation 15

Il devient aussi nécessaire de établir un ensemble \mathcal{A}_0 où seront agroupées tous les systèmes de glissement (g) actifs. Cet ensemble est un sous-ensemble de \mathcal{G} et il est défini de la façon suivante :

$$\mathcal{A}_0 := \left\{ g \in \mathcal{G} \mid f_{n+1}^{(0)} \left(\{T\}_{n+1}^{(0)}, \{\rho\}_{n+1}^{(0)} \right) > 0 \right\}$$

Equation 16

6.4.1.3 Calcul des résidus

Les vecteurs de résidus $\{\mathcal{R}^E\}$ et $\{\mathcal{Y}^g\}$ correspondent aux variables internes de déformation plastique et de densité de dislocations, respectivement. Ils sont obtenus à partir de la différence entre les valeurs calculées pour l'incrément actuel et les résultats convergés en l'itération précédente plus la correction trouvée. Les détails du calcul sont exposés ci-dessous.

$$\begin{aligned} \{\mathcal{R}^E\}^{(k)} &= -\{E_{n+1}^p\}^{(k)} + \{E_n^p\}^{(k)} + \sum_{\forall g \in \mathcal{A}} \{\Delta\gamma\}^g \{S^g\}^{(k)} \\ \{\mathcal{Y}^g\}^{(k)} &= -\{\rho_{n+1}\}^g + \{\rho_n\}^g + \{h\}^g \{\Delta\gamma\}^g \quad \forall g \in \mathcal{A} \end{aligned}$$

Equation 17

où :

$$\dot{h}^g = \frac{1}{b} \left(\frac{\sqrt{\sum_{\forall h \in \mathcal{G}} \hat{\delta}^{gh} \rho^h}}{K} - 2Y_c \rho^g \right)$$

$\{\Delta\gamma\}^g \rightarrow$ Incrément des glissements sur les systèmes actifs

6.4.1.4 Vérification de convergence

La terminaison des itérations dans ce type d'algorithmes est déterminée par un critère de convergence. Dans ce cas, le critère est basé en la magnitude des vecteurs de résidus $\{\mathcal{R}^g\}$ et $\{\Upsilon^g\}$ et de la fonction d'écoulement. Subséquemment, on compare les valeurs obtenues avec une tolérance prédéterminé ; la convergence est obtenue si les trois magnitudes sont inférieures à la tolérance.

$$\begin{aligned} & \left\{ \mathcal{R}^g \right\}^{(k)} \leq Tol \\ & \left\{ \Upsilon^g \right\}^{(k)} \leq Tol \quad \forall g \in \mathcal{A} \\ & f^g \leq Tol \quad \forall g \in \mathcal{A} \end{aligned}$$

Equation 18

Calcul des corrections plastiques et de la déformation plastique

Si la convergence n'est pas obtenue dans l'itération précédente, il est obligatoire de trouver des nouvelles valeurs pour les variables (contrainte, densité de dislocations, déformation plastique, vitesse de glissement). Pour cela on calcule les incréments de chacun de ces paramètres a partir des relation proposées par BONNET [1]. Ces incréments son notés $\delta T, \delta \rho, \delta E^{pl}$ et $\delta \gamma$ respectivement, sont calculés pour tous les plans de glissement activés et sont donnés par les équations suivantes :

$$\begin{aligned} \mathcal{H}^{gh} &= \frac{\partial \dot{h}^g}{\partial \rho^h} \\ \mathcal{P}^{gh} &= \left[\Delta \gamma^g \mathcal{H}^{gh} - I^{gh} \right]^{-1} \\ \mathcal{F}^{gh} &= \frac{\partial f^g}{\partial \rho^h} \\ \mathcal{M}_{pl}^{gh} &= \sum_{\forall q \in \mathcal{A}} \mathcal{F}^{gq} \mathcal{P}^{qh} \\ \mathcal{E}_{pl}^{gh} &= \left(\mathcal{S}^g : \mathcal{C} : \mathcal{Q}^h + \mathcal{M}_{pl}^{gh} \dot{h}^h \right)^{-1} \\ \dot{\gamma}_{\gamma-pl}^g &= -f^g + \partial_T \varphi^g : \mathcal{C} : \mathcal{R}^g \sum_{\forall q \in \mathcal{A}} \mathcal{M}_{pl}^{hq} \Upsilon^q \end{aligned}$$

Equation 19

$$\begin{aligned}
\delta \gamma^g &= - \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} \mathcal{E}_{pl}^{gh} r_{\gamma-pl}^h \\
\delta T &= -C : \mathcal{R}^E + C : \sum_{\forall g \in \mathcal{A}} \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} \mathcal{Q}^g \mathcal{E}_{pl}^{gh} r_{\gamma-pl}^h \\
\delta \rho^g &= - \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} \mathcal{P}^{gh} \Upsilon^h + \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} \sum_{\forall q \in \mathcal{A}} \mathcal{P}^{gh} h^h \mathcal{E}_p^{hq} r_{\gamma-pl}^q \\
\delta E_{n+1}^{pl} &= sym \left(\mathcal{R}^E + \sum_{\forall g \in \mathcal{A}} \mathcal{Q}^g \delta \gamma^g \right)
\end{aligned}$$

Equation 20

Après avoir les valeurs des incréments on recalcule la valeur de chaque variable :

$$\begin{aligned}
E_{n+1}^{pl} &= E_{n+1}^{pl} + \delta E_{n+1}^{pl} \\
\rho^g &= \rho^g + \delta \rho^g \\
T &= T + \delta T
\end{aligned}$$

Equation 21

Finalement, une fois que les variables ont été actualisées, il ne reste que vérifier l'activité plastique des plans de glissement, redéfinir le ensemble de systèmes actifs et passer à l'itération suivante.

$$\begin{aligned}
f^g(T, \rho^g) &= \tau^g(T) - \tau_{cr}(\rho^g) \\
\mathcal{A}_{k+1} &:= \left\{ g \in \mathcal{G} \mid f^g \left(\begin{Bmatrix} T \\ \rho \end{Bmatrix} \right) \geq 0 \right\} \\
k &= k + 1
\end{aligned}$$

Equation 22

6.4.1.5 Calcul des Modules Algorithmiques

Pour les méthodes implicites un module tangent approprié est nécessaire en raison de la brusque transition vers un comportement plastique au point d'écoulement. Ce module, appelé aussi module algorithmique, est défini par la relation suivante [8].

$$[L^{pl}] = \frac{\partial \Delta T}{\partial \Delta \varepsilon} \text{ Equation 23}$$

Dans le cas de la solution plastique, le module correspond à la matrice de rigidité du matériau $[C]$:

$$[L^{pl}] = [C]$$

Equation 24

Néanmoins, dans le cas d'une déformation plastique le module prend une configuration un peu plus complexe [1] :

$$JL^{pl} = C - \sum_{\forall g \in \mathcal{A}} \sum_{\forall h \in \mathcal{A}} E_{pl}^{gh} C : Q^g \otimes S^h : C$$

Equation 25

7 VALIDATION DU MODEL VISCOPLASTIQUE

7.1 Approche Expérimentale

L'approche expérimentale a principalement deux objectifs. Le premier consiste à produire des éprouvettes avec une géométrie et une taille de grain appropriés pour l'étude ; le deuxième est de, à partir d'un essai de traction, obtenir autant d'informations que possible pour décrire l'évolution mécanique de l'éprouvette.

7.1.1 Préparation des éprouvettes

Afin de pouvoir repérer les effets de taille expérimentalement, la taille des grains doit être relativement significative par rapport à l'épaisseur des éprouvettes. Pour notre étude on a choisi d'utiliser de la tôle d'aluminium 1050 (voir annexe 1) avec une épaisseur de **0.57mm**. Par la suite, une taille de grain millimétrique a été envisagée.

7.1.1.1 Génération des grains

L'obtention de grains de taille millimétrique est une démarche expérimentale qui implique principalement deux étapes : premièrement, la génération d'un écrouissage prédéterminé et deuxièmement, un traitement thermique de recristallisation.

L'écrouissage est le durcissement d'un matériau lié à l'augmentation de sa densité de dislocations. Dans le cas des métaux cristallins, la déformation irréversible est effectuée normalement dans une échelle microscopique par des dislocations qui sont créées par les fluctuations des champs de contraintes dans le matériau, engendrant une réorganisation de la structure. Ces dislocations s'accumulent, interagissent entre elles et servent d'obstacles au mouvement. Cela conduit à une augmentation de la limite d'élasticité du matériau et par conséquent à une diminution de ductilité.

Les données utilisées dans le traitement thermique de recristallisation employé pour avoir la croissance désirée des grains ont été définies à partir de l'analyse de la Figure 17. Le concept est de préparer un traitement qui nous permet de tomber sur la zone **I** de la figure ci dessous.

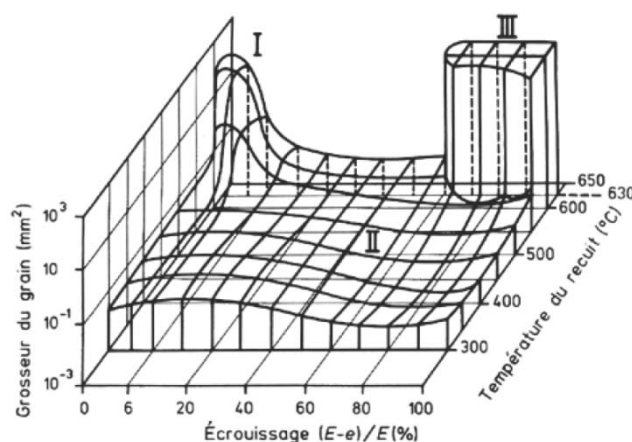


Figure 17 Diagramme de recristallisation de l'aluminium à 99,6% [10]

Dans notre cas nous savons que le taux d'écroissage donnant les plus gros grains avoisine les 4%. Pour appliquer ce taux de déformation à notre échantillon, nous utilisons le laminage à froid.

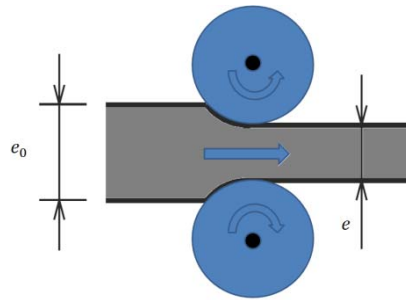


Figure 18 Laminage à froid

L'écroissage (taux de déformation) appliquée en fonction de la variation d'épaisseur est donné par la relation suivante :

$$\epsilon = \frac{e_0 - e}{e_0} \text{ Equation 26}$$

où :

- $\epsilon \rightarrow$ Taux de déformation (écroissage)
- $e_0 \rightarrow$ Épaisseur initiale
- $e \rightarrow$ Épaisseur finale

Le traitement thermique de recristallisation a été fondé aussi sur le digramme de la Figure 17. Pour ces traitements, réalisés dans un four à convection forcée on a utilisé les paramètres suivants :

- Température du four : **600°C**
- Durée du traitement : **30 min**
- Refroidissement : Dans le four jusqu'à température ambiante

7.1.1.2 Découpe des éprouvettes

La géométrie des éprouvettes utilisée a été déterminée notamment à partir des deux conditions : les grandeurs de la machine d'essais de traction et la taille de la chambre du microscope électronique à balayage (MEB). Elles ont été fabriquées par contournage en fraisage. Les dimensions en millimètres sont exposées dans la Figure 19.

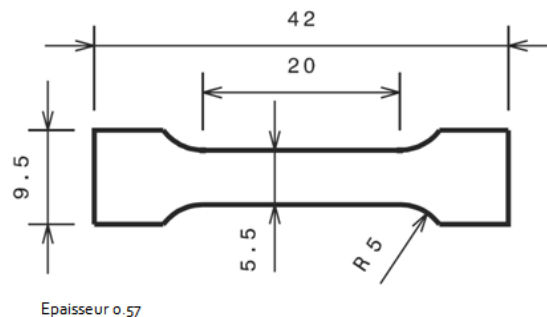


Figure 19 Dimensions des éprouvettes de traction (mm)

7.1.1.3 Préparation des surfaces

L'étape finale de la préparation des éprouvettes est la préparation des surfaces qui permet de révéler les grains et les joints de grains pour pouvoir les observer par microscopie optique ou électronique. Cette étape est composée de deux procédés complémentaires et successifs :

Premièrement, un polissage mécanique est réalisé sur des papiers abrasifs de granulométrie différentes (1200, 2400, 4000). Deuxièmement, les échantillons subissent une attaque chimique par voie électrolytique en utilisant le réactif de Barker (600ml de H_2O , 15ml d'acide tétrafluoborique) avec une tension de 25V pendant un temps de 30s.

7.1.2 Configuration et orientation des grains

La forme et les orientations des grains sont mesurées en utilisant un microscope électronique à balayage (MEB) avec la technique EBSD (Electron Backscatter Diffraction). Les mesures ont été faites en prenant un pas de 50 μm entre chaque point indexé. La cartographie acquise de la partie utile de l'éprouvette avec la numérotation des grains est montrée dans la Figure 20. Les orientations des grains sont dans le Tableau 1.

Grain	Avant traction		
	E1[deg]	E2[deg]	E3[deg]
1	208.13	36.74	36.88
2	224.71	53.27	47.82
3	177.04	43.09	44.41
4	79.59	21.36	63.8
6	223.85	48.54	46.38
7	324.5	28.14	33.93
8	82.35	19.56	19.37
12	345.91	21.7	39.72

Tableau 1 Orientations initiales



Figure 20 Cartographie EBSD, configuration initiale

7.1.3 Essai de traction

Pour cet essai une mini machine de traction (Figure 21) a été utilisée. L'éprouvette est tenue en ses deux points extrêmes. Ensuite, elle est étirée à vitesse constante, et on relève la force de traction nécessaire en fonction de l'allongement. Pour notre essai le déplacement maximale est de 800 μm et la vitesse de traction est de 18.605 $\mu m/s$.

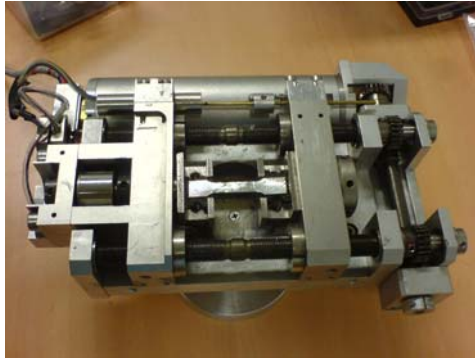


Figure 21 Mini machine de traction

Cette valeur de déplacement a été choisi pour être sûr d'avoir une déformation plastique dans l'éprouvette, mais aussi en prenant en compte que si la déformation devient trop importante, le pourcentage de points indexés au MEB diminue à cause de la forte désorientation de grains. Il faut aussi noter que la vitesse de traction est assez faible pour éviter son influence dans l'évolution des propriétés mécaniques.

7.2 Approche Numérique

7.2.1 Modélisation de l'éprouvette

La modélisation de la partie utile de l'éprouvette (Figure 22) a été faite directement sur ABAQUS® en prenant des points de référence et en les joignant avec des polygones. Dans ce modèle nous avons utilisé 4800 nodes et 3458 éléments finis du type hexaèdre à 8 nœuds (dénommés C3D8 sur ABAQUS®).

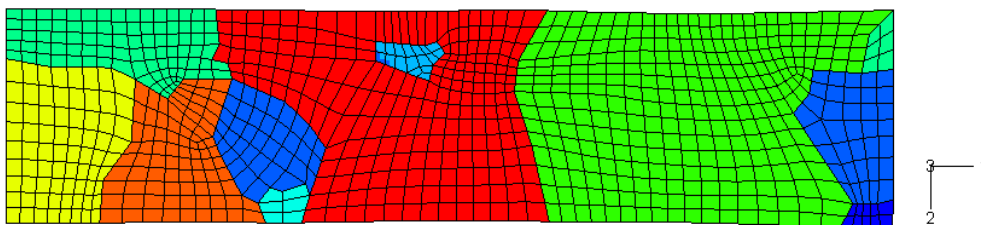


Figure 22 Modélisation des grains

La géométrie et l'orientation cristallographique de chacun de grains sont issues des cartographies EBSD mesurées expérimentalement (Figure 20, Tableau 2). On peut remarquer que toute l'éprouvette est constituée du même matériau, la seule propriété qui est différente pour chaque grain est la valeur des angles d'Euler.

Les propriétés mécaniques du matériau, introduites dans le modèle de calcul, sont celles de l'aluminium pur avec une structure cubique à faces centrées (CFC) [1]

7.2.2 Modélisation de l'essai de traction

La modélisation de l'essai de traction a été mise en œuvre sur ABAQUS. Les conditions aux limites ont été définies de manière à reproduire de la meilleure façon les sollicitations expérimentales.

En somme il y a quatre conditions aux limites. La première a été appliquée sur la surface gauche et elle empêche le mouvement de cette surface dans la direction 1 et la rotation autour des axes 2 et 3. La deuxième agit sur l'arête supérieure de la surface précédente et elle prévient les déplacements dans les directions 1 et 2 et les rotations 1 et 2. La troisième encastre le point droit de l'arête de la condition précédente. Finalement, un déplacement de 0.8mm dans la direction 1 avec une vitesse de 18.605µm/s est imposé sur la surface opposée (Figure 23).

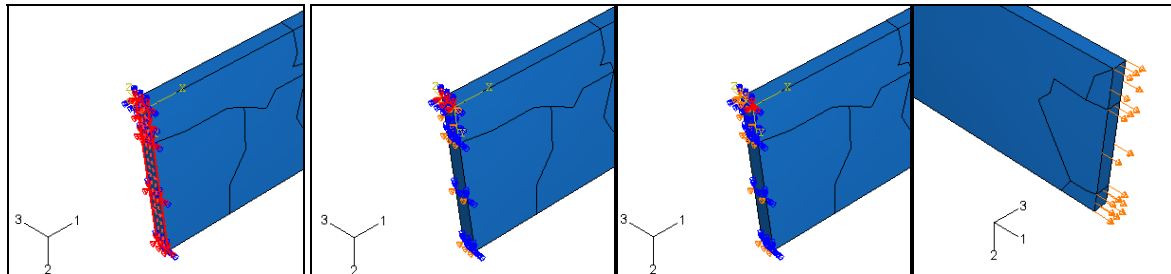


Figure 23 Conditions aux limites 1, 2 3 et 4 pour l'essai de traction

7.3 Résultats et discussion

La validation des résultats obtenus lors des simulations utilisant la loi viscoplastique a été divisée principalement en quatre axes de travail : l'analyse des courbes de traction, l'analyse de la distribution des contraintes, l'analyse des déplacements et l'analyse de l'évolution des orientations cristallographiques

7.3.1 Courbes de traction

Afin de vérifier que les propriétés mécaniques introduites dans le modèle numérique sont correctes, la courbe de traction simulée a été « calée » avec la courbe expérimentale. Ce « calage » a été fait en modifiant les magnitudes des constantes élastiques (C_{11} , C_{44} et C_{12}), du coefficient d'écroissage, et de la contrainte initiale pour la première famille de systèmes activée. Les résultats finaux du test se trouvent dans la Figure 24. En analysant les courbes expérimentales et simulées, on peut remarquer que la ressemblance est très significative, ce qui permet de conclure que les paramètres mécaniques choisis pour le modèle vont d'accord avec le comportement expérimental.

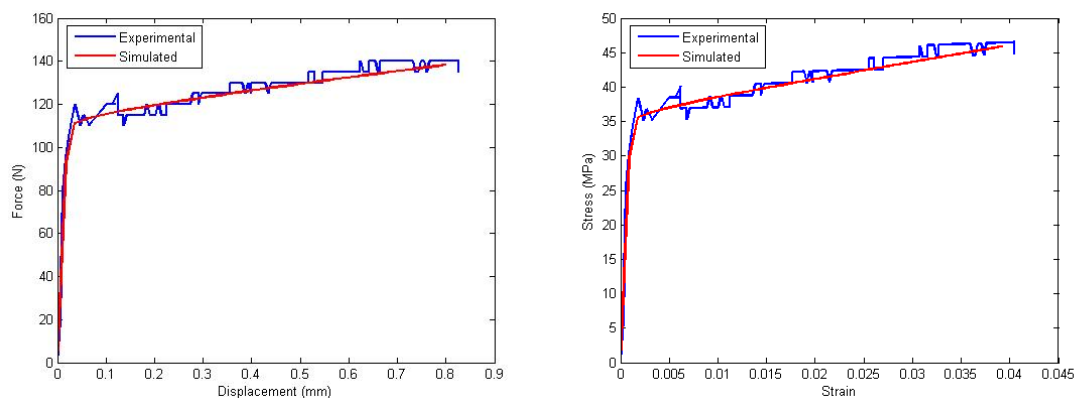


Figure 24 Courbe de force vs déplacement et de contrainte vs déformation pour un essai de traction

7.3.2 Distribution des contraintes

La Figure 25 représente les résultats de la simulation numérique pour la contrainte de Von Mises. Cette figure met en évidence une concentration des contraintes au niveau des frontières des grains.

La concentration des contraintes peut être expliquée physiquement par le fait que les dislocations générées lors d'une déformation plastique vont se déplacer et s'empiler dans les frontières des grains en empêchant le glissement des plans cristallographiques [9].

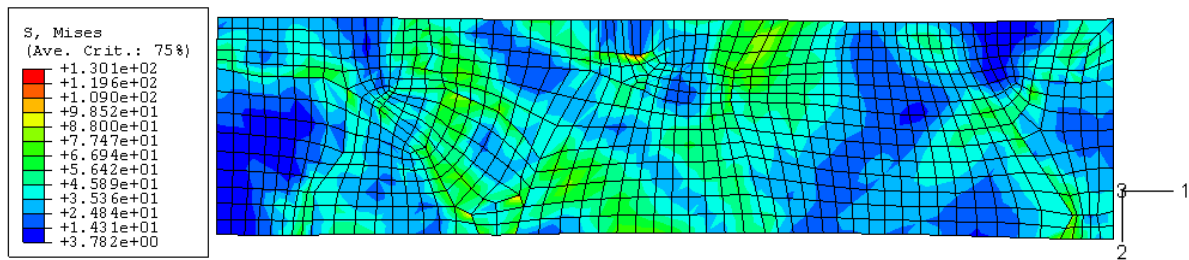


Figure 25 Résultats de la simulation numérique pour la contrainte de Von Mises (MPa)

On peut aussi remarquer que pour une déformation appliquée relativement faible (4%), il y a des « bandes » de concentration de contraintes à environ 45 degrés de la direction de sollicitation. Cette observation est en accord avec la mécanique des milieux continus qui démontre que le cisaillement est maximal pour cette valeur d'orientation dans le cas d'un chargement de traction uniaxial.

7.3.3 Déplacements

Expérimentalement, la mesure des déplacements dans la direction 3 a été faite à l'aide d'un rugosimètre. Dix-huit courbes de profil ont été relevées le long de l'éprouvette. Postérieurement un traitement numérique a été mené sur MATLAB pour interpoler les courbes et obtenir une représentation topographique, voir Figure 26. Due à des complications pratiques, l'information de la figure n'est pas complète, les données de la partie supérieure droite n'ont pas été scannées.

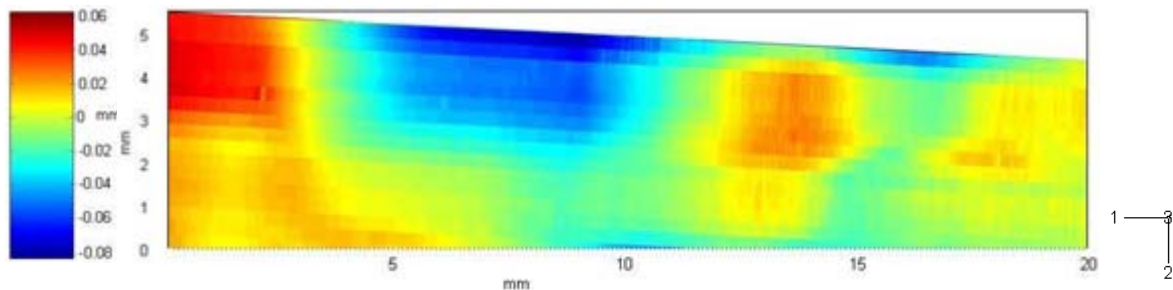


Figure 26 Mesures du déplacement dans l'axe 3 faites à l'aide d'un rugosimètre.

La topographie de l'éprouvette a aussi été calculée avec une simulation numérique en s'en servant d'une loi viscoplastique. Les résultats sont exposés dans la figure ci-dessous.

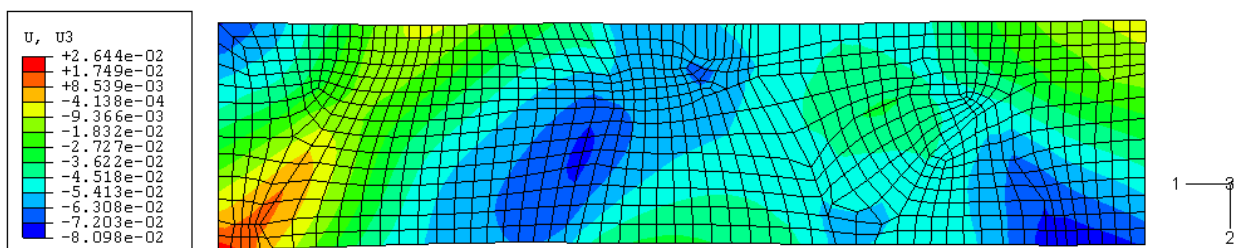


Figure 27 Résultats de la simulation numérique pour les déplacements dans la direction 3 (mm)

La comparaison des valeurs numériques des figures des expérimentales et numériques montre que la plage de déplacements obtenue expérimentalement ($-0.08\text{mm} \rightarrow +0.08\text{mm}$) est plus large que celle obtenue numériquement ($-0.08098\text{mm} \rightarrow +0.02644\text{mm}$). Cependant, les magnitudes ont le même ordre de grandeur.

Cette différence de valeurs peut être expliquée par le fait que pour la réalisation des mesures il a fallu beaucoup manipuler l'éprouvette, ce qui a pu générer des déformations non prévues dans la simulation.

En analysant la distribution des couleurs des figures précédentes on peut apercevoir que il semble que les images sont un miroir l'une de l'autre par rapport à l'axe 1. Cette supposition peut être confirmé en regardant le coté inverse de l'éprouvette (Figure 28), ou on voit une correspondance très proche de la topographie. Une possible raison pour cet effet est une erreur dans le calcul des incréments des angles dans la routine numérique.

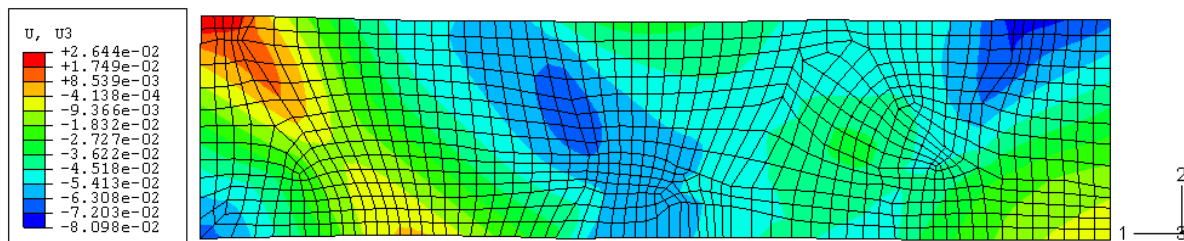


Figure 28 Résultats de la simulation numérique pour les déplacements (mm) dans la direction 3, coté inverse

7.3.4 Angles d'Euler

Les orientations cristallographiques de chaque grain de l'éprouvette sont mesurées avant et après l'essai de traction pour voir les variations. La cartographie avec l'état initial est dans la Figure 20 et celle avec la configuration finale est dans la figure ci-dessous. Les orientations des grains numérotés dans le deux états sont présentées dans le Tableau 2.

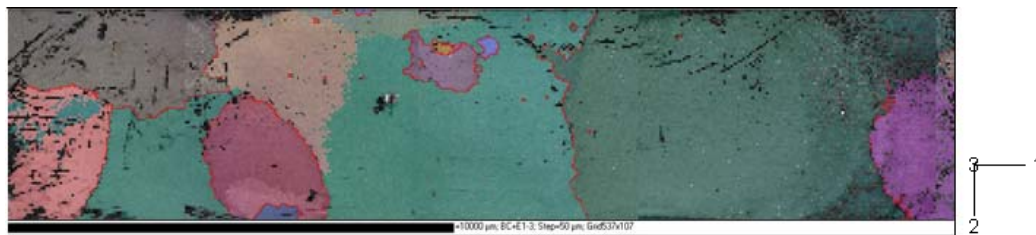


Figure 29 Cartographie EBSD après l'essai de traction

L'évolution des angles d'Euler est exposée dans le tableau suivant. Pour certains grains la prédiction du comportement fait par l'outil numérique coïncide avec les résultats expérimentaux avec une rotation de l'ordre d'un degré (grain 2 E1, grain 6 E2). Cependant, pour la plupart de grains la déviation expérimentale est beaucoup plus importante.

On remarque aussi que la magnitude de la variation des angles est beaucoup plus importante dans les mesures expérimentales. Une possible explication de cette différence avec les valeurs de la simulation est la déformation involontaire qu'a pu subir l'échantillon lors de manipulations faites en le plaçant dans la machine de traction et dans la chambre du MEB.

Grain	Avant traction (ORIGINAL)			Après traction (EBSD)			Après traction (simulation)		
	E1[deg]	E2[deg]	E3[deg]	E1[deg]	E2[deg]	E3[deg]	E1[deg]	E2[deg]	E3[deg]
1	208.13	36.74	36.88	216.78	34.29	28.41	208.354	36.2792	39.968
2	224.71	53.27	47.82	222.28	52.37	45.39	222.34	52.5615	47.9249
3	177.04	43.09	44.41	181.7	37.66	40.41	176.494	43.2477	44.2052
4	79.59	21.36	63.8	71.54	23.85	71.56	78.9833	20.6939	64.7628
6	223.85	48.54	46.38	225.41	47.71	40.4	222.369	48.2405	46.3719
7	324.5	28.14	33.93	327.31	34.2	28.66	324.105	28.3605	34.6046
8	82.35	19.56	19.37	67.65	19.21	34.49	83.2993	20.1493	19.1379
12	345.91	21.7	39.72	338.86	24.81	44.37	346.847	21.6028	37.6972

Tableau 2 Evolution numérique et expérimentale des angles d'Euler

D'autre part, dans la majorité de cas l'évolution des angles prédite par la simulation va dans le sens inverse de celle trouvé expérimentalement. Ceci suggère, comme discuté dans la section 7.3.3, que le calcul des incréments des angles n'est pas fait dans la bonne direction, c'est-à-dire, avec le bon signe.

7.3.5 Microscope à Force Atomique (AFM)

Finalement, des mesures préliminaires d'une aire de $65\mu\text{m} \times 65\mu\text{m}$ ont été réalisées par le biais d'un AFM. La Figure 30 montre la formation d'échelons sur la surface de l'éprouvette. Ces échelons sont le résultat du mouvement de dislocations qui arrivent à la surface. Ceci est la cause de la déformation irrégulière de la surface.

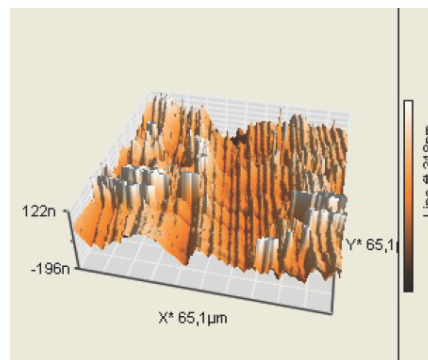


Figure 30 Mesure de la topographie avec un AFM

Une mesure d'une aire plus vaste de l'éprouvette pourrait être envisagée afin de mieux étudier l'évolution de la topographie de la surface et l'incrément du nombre de dislocations.

8 CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES

- Expérimentalement, il a été montré [1] que pour des épaisseurs submillimétriques, le comportement mécanique du matériau ne dépend pas de la taille moyenne des grains. Par contre, il est fortement lié au rapport entre la surface, le volume et la distribution de la taille des grains
- Numériquement, il a été vérifié [1] que les surfaces libres sont les principales sources des modifications du comportement du matériau dû au changement d'échelle. Son influence peut se remarquer plus facilement par trois paramètres. Ces trois paramètres peuvent se traduire en termes de mesure de la distribution de taille de grains. La quantité et distribution des grains les plus gros, qui normalement ont une ou plusieurs surfaces libres et conduisent à un adoucissement de la réponse globale de la matière.
 - Le rapport entre la surface et le volume $\left(\frac{S}{V}\right)$ de l'éprouvette
 - La fraction volumique de grains surfaciques (fs)
 - Ou, le couplage de ces deux paramètres $\left(\frac{S}{V}\right) \cdot (fs)$
- La forte similarité entre les courbes de traction expérimentale et simulée, permet de conclure que la loi viscoplastique formulée [1] est adéquate pour décrire l'évolution mécanique en traction de tôles submillimétriques d'aluminium, en prenant en compte les effets de taille.
- La représentation graphique des contraintes de Von Mises met en évidence deux caractéristiques du comportement mécanique qui sont bien expliquées dans la littérature et qui servent à valider les résultats simulés. Premièrement on remarque une forte concentration des contraintes dans les frontières des grains générée par un empilement de dislocations [9] et, deuxièmement, on trouve aussi une concentration de contraintes à 45 degrés par rapport à la direction de traction.
- D'après la forte différence de la variation des angles d'Euler entre les résultats obtenus avec les mesures expérimentales et numériques lors d'une sollicitation en traction, il devient nécessaire de proposer une nouvelle manière de faire les mesures expérimentales. Afin d'éviter toute déformation causée par la manipulation des éprouvettes, des mesures de l'évolution des angles « in-situ » peuvent être envisagées ; c'est-à-dire, trouver la manière de faire les essais de traction dans la chambre du MEB.
- Les mesures faites à l'aide du rugosimètre permettent de conclure que l'ordre de grandeur des déplacements dans la direction perpendiculaire à la surface de l'éprouvette obtenus avec la simulation correspondent à la réalité. Cependant, on aperçoit aussi qu'apparemment il y a une inversion dans le calcul des incréments des orientations cristallographiques.

- Les mesures préliminaires réalisées avec le AFM mettent en évidence le mouvement des dislocations vers la surface et l'évolution de la topographie. Par conséquent, des mesures sur des surfaces plus amples peuvent être envisagées afin de mieux étudier l'incrément du nombre de dislocations et les changements topographiques lors d'une sollicitation mécanique.
- Des travaux expérimentaux avec le microscope électronique à transmission (MET) ont été envisagés afin de mesurer les contraintes résiduelles d'un grain prédéterminé. Ces mesures serviraient pour valider les valeurs des contraintes calculées numériquement.
- Même si la qualité des résultats obtenus à partir des simulations faites en utilisant l'approche numérique développée est très satisfaisante, les temps de calcul ne permettent pas, actuellement, de fournir une réponse rapide à une problématique industrielle liée à la mise en forme ou au dimensionnement d'un mini-composant. Donc un futur axe de recherche est la diminution du temps de calcul. Une solution possible serait d'utiliser un autre code de calcul pour l'implémentation de la loi générée.
- Au niveau de la loi de comportement, il a été fait une formulation en élasto-plasticité [1]. Une partie de son implémentation dans le code de calcul et sa validation restent à être effectuées

9 BIBLIOGRAPHIE

- [1]. Nicolas BONNET, *Contribution a l'Etude Expérimentale et Numérique du Comportement des Tôles d'Épaisseur Submillimétrique*, Thèse de doctorat, Ecole nationale d'arts et métiers, 2007
- [2]. Chunju WANG, Debin SHAN, BinGUO, Jian ZHOU and Lining SUN, *Key Problems in Microforming Processes of Microparts*, Journal of Materials Science and Technology, Vol.23 No.2, 2007.
- [3]. Jian CAO, Neil KRISHNAN, Zhong WANG, Hongsheng LU, Wing K. LIU and Anthony SWANSON, *Microforming: Experimental Investigation of the Extrusion Process for Micropins and its Numerical Simulation Using RKEM*, Journal of Manufacturing Science and Engineering, ASME, Vol.126, 2004.
- [4]. Frank VOLLERTSEN, Zhenyu HU, Hendrik SCHULZE NIEHOFF, Carmen THEILER, *State of the art in micro forming and investigations in micro deep drawing*, Journal of Materials Processing Technology 151, 2004.
- [5]. Juan C. Simo, Thomas J. R. Hughes, *Computational Inelasticity*, Springer, 1998
- [6]. U. Essmann and H. Mughrabi. *Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities*. Philosophical Magazine, A 40:731--756, 1979.
- [7]. Fivel M., *Etudes numériques a différentes échelles de la déformation plastique des monocristaux de structure CFC*, Thèse INPG, 1997.
- [8]. Ted Belytschko, Wing Kam Liu, Brian Moran, *Nonlinear Finite Elements for Continua and Structures*, Wiley, 2001.
- [9]. V. G. Gavriljuk, H. Berns, C. Escher, N. I. Glavatskaya, A. Sozinov, Yu. N. Petrov, *Grain boundary strengthening in austenitic nitrogen steels*, Materials Science and Engineering A Volume 271, Issues 1-2, 1 November 1999, Pages 14-21.
- [10]. R. Develay, *Traitements thermiques des alliages d'aluminium*, Techniques de l'Ingénieur, 1986.

10 ANNEXES

ABSTRACT

Microparts are parts or structures that have dimensions on the submillimetric range. They are widely used on electronic and micromechanical devices. During their production it has to be taken into account a certain number of particularities on their mechanical behavior caused by the change on the scale. These particularities are commonly known as scale effects.

The first objective of this master's thesis is to validate a numerical approach proposed on the doctoral thesis of BONNET [1] by making experimental measures and comparing them to simulated results. The second objective is to make advances on the implementation of another numerical approach on the finite element code ABAQUS® to simulate a plastic behavior.

Firstly, a set of experimental tests was done to manufacture samples with a submillimetric thickness and a mean grain size of a few millimeters. This, to be sure that the scale effect would be present on the tests.

Secondly, experimental tensile tests were made on the samples obtained from the previous step. The evolution of the crystallographic orientations of the grains and of the topography of the surface was then measured. At the same time, a finite element simulation of a tensile test using BONNET's routine [1] was performed.

Then, the results obtained through the experimental and numerical methods are compared and analyzed to propose a first set of conclusions.

RESUME

Les micropièces sont des pièces ou des structures qui ont des dimensions dans le domaine submillimétrique et sont très utilisées dans les dispositifs électroniques et micromécaniques. Lors de leur fabrication il faut tenir compte d'un certain nombre de particularités dans leur comportement liés au changement d'échelle, appelés effets de taille.

Le premier objectif de ce travail de master est de valider une approche numérique proposée dans le cadre de la thèse de doctorat de BONNET [1] en faisant des mesures expérimentales pour comparer les résultats. Le deuxième objectif consiste en avançant l'implémentation d'une autre approche numérique dans le code d'éléments finis ABAQUS® pour simuler un comportement plastique.

Dans un premier temps, une campagne d'essais expérimentaux a été menée pour obtenir des éprouvettes avec une épaisseur submillimétrique et une taille de grains moyenne de quelques millimètres. Ceci, pour être sûr que les effets de taille seraient présentés.

Dans un deuxième temps, des essais expérimentaux en traction sont réalisés sur les éprouvettes préparées. Sur ces éprouvettes sollicitées, des mesures de l'évolution des orientations cristallographiques et de la topographie sont faites. Parallèlement, une modélisation numérique d'un essai de traction est mise en œuvre en utilisant la routine implémentée par BONNET [1].

Finalement, les résultats obtenus avec les méthodes expérimentales et numériques sont comparés et analysés pour parvenir à un premier ensemble de conclusions.

Aluminum 1050-O

Categories: [Metal](#); [Nonferrous Metal](#); [Aluminum Alloy](#); [1000 Series Aluminum](#)

Material Notes: Data points with the AA note have been provided by the Aluminum Association, Inc. and are NOT FOR DESIGN.

Composition Notes:

The aluminum content for unalloyed aluminum not made by a refining process is the difference between 100.00 percent and the sum of all other analyzed metallic elements present in amounts of 0.010 percent or more each, expressed to the second decimal before determining the sum. For alloys and unalloyed aluminum not made by a refining process, when the specified maximum limit is 0.XX, an observed value or a calculated value greater than 0.005 but less than 0.010% is rounded off and shown as " less than 0.01%".

Composition information provided by the Aluminum Association and is not for design.

Key Words: Aluminium 1050-O; UNS A91050; NF A5 (France); DIN Al99.5; AA1050-O, ASTM B491; BS 1B (UK); CSA 9950 (Canada); ASTM B491

Vendors: [Click here to view all available suppliers for this material.](#)

Please [click here](#) if you are a supplier and would like information on how to add your listing to this material.

Physical Properties	Metric	English	Comments
Density	2.705 g/cc	0.09772 lb/in ³	AA; Typical

Mechanical Properties	Metric	English	Comments
Hardness, Brinell	21.0	21.0	500 kg load with 10 mm ball. Calculated value.
Tensile Strength, Ultimate	76.0 MPa	11000 psi	
Tensile Strength, Yield	28.0 MPa	4060 psi	
Elongation at Break	39.0 %	39.0 %	In 5 cm; Sample 1.6 mm thick
Modulus of Elasticity	69.0 GPa	10000 ksi	In Tension; Compressive Modulus is about 2% higher
Poissons Ratio	0.330	0.330	
Shear Modulus	26.0 GPa	3770 ksi	Estimated from similar Al alloys.
Shear Strength	51.0 MPa	7400 psi	Calculated value.

Electrical Properties	Metric	English	Comments
Electrical Resistivity	0.00000281 ohm-cm	0.00000281 ohm-cm	

Thermal Properties	Metric	English	Comments
Heat of Fusion	390 J/g	168 BTU/lb	
CTE, linear 20 °C	23.6 µm/m-°C	13.1 µin/in-°F	
	@ Temperature 20.0 - 100 °C	@ Temperature 68.0 - 212 °F	
	25.5 µm/m-°C	14.2 µin/in-°F	average
	@ Temperature 20.0 - 300 °C	@ Temperature 68.0 - 572 °F	
Specific Heat Capacity	0.900 J/g-°C	0.215 BTU/lb-°F	
Thermal Conductivity	231 W/m-K	1600 BTU-in/hr-ft ² -°F	
Melting Point	646 - 657 °C	1190 - 1210 °F	
Solidus	646 °C	1190 °F	
Liquidus	657 °C	1210 °F	

Material Components Properties	Metric	English	Comments
Aluminum, Al	>= 99.5 %	>= 99.5 %	
Copper, Cu	<= 0.0500 %	<= 0.0500 %	
Iron, Fe	<= 0.400 %	<= 0.400 %	
Magnesium, Mg	<= 0.0500 %	<= 0.0500 %	
Manganese, Mn	<= 0.0500 %	<= 0.0500 %	
Other, each	<= 0.0300 %	<= 0.0300 %	
Silicon, Si	<= 0.250 %	<= 0.250 %	
Titanium, Ti	<= 0.0300 %	<= 0.0300 %	
Vanadium, V	<= 0.0500 %	<= 0.0500 %	
Zinc, Zn	<= 0.0500 %	<= 0.0500 %	

[References](#) for this datasheet.

Some of the values displayed above may have been converted from their original units and/or rounded in order to display the information in a consistent format. Users requiring more precise data for scientific or engineering calculations can click on the property value to see the original value as well as raw conversions to equivalent units. We advise that you only use the original value or one of its raw conversions in your calculations to minimize rounding error. We also ask that you refer to MatWeb's disclaimer and terms of use regarding this information. [Click here](#) to view all the property values for this datasheet as they were originally entered into MatWeb.

MA1050O