



HAL
open science

ETUDES EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES DE LA MICRO-FORMABILITE DES MATERIAUX METALLIQUES DE FAIBLE EPAISSEUR

Ndèye Awa Sène

► **To cite this version:**

Ndèye Awa Sène. ETUDES EXPERIMENTALES ET NUMERIQUES DE LA MICRO-FORMABILITE DES MATERIAUX METALLIQUES DE FAIBLE EPAISSEUR. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Savoie, 2010. Français. NNT : . tel-00519384

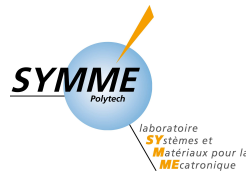
HAL Id: tel-00519384

<https://theses.hal.science/tel-00519384>

Submitted on 20 Sep 2010

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



UNIVERSITE DE SAVOIE
Ecole Doctorale « Sciences et Ingénierie des Systèmes, de l'Environnement et des Organisations »
UNIVERSITE CHEICK ANTA DIOP DE DAKAR
Ecole Doctorale « Mathématiques et Informatique de l'UCAD »

THESE EN COTUTELLE

Présentée à :

Polytech Anancy-Chambéry

Pour obtenir le diplôme de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE SAVOIE
Spécialité : Génie Mécanique

et

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE CHEICK ANTA DIOP DE DAKAR
Spécialité : Mathématiques Appliquées

Par

Ndèye Awa SENE

Etudes expérimentales et numériques de la micro-formabilité des matériaux métalliques de faible épaisseur

Soutenue le 10/06/2010 devant la commission d'examen :

Gérard Ferron (Président)	Rapporteur	Professeur émérite à l'Université de Metz
Michel Brunet	Rapporteur	Professeur à l'I.N.S.A de Lyon
Pascale Balland	Co-directeur	Maître de Conférences à l'Université de Savoie
Robert Arrieux	Co-directeur	Professeur à l'Université de Savoie
Mamadou Sangharé	Co-directeur	Professeur à l'Université Cheick Anta Diop de Dakar
Diaraf Seck	Examineur	Professeur à l'Université Cheick Anta Diop de Dakar

Résumé

Ces dernières années, on observe une augmentation croissante des produits techniques miniaturisés. De nos jours, la réalisation des pièces de petites dimensions et de faible épaisseur par le procédé de micro-emboutissage n'est pas toujours bien maîtrisée. De nouvelles difficultés rencontrées dans la fabrication de telles pièces sont souvent liées aux effets d'échelles.

L'objectif de cette thèse est de caractériser l'aptitude au micro-emboutissage d'une tôle d'aluminium de faible épaisseur par la détermination des courbes limites de micro-formage.

Le point de départ est la réalisation d'une presse de micro-emboutissage de diamètre de poinçon 9 mm couplée à un dispositif d'analyse d'images pour matériaux d'épaisseur maximale 0,4 mm. L'utilisation de ce dispositif expérimental a permis de réaliser une campagne d'essais sur de l'aluminium 1050 A (99,5 %) recuit de faible épaisseur. Plusieurs courbes limites de micro-formage ont été déterminées par diverses méthodes et pour divers critères de détection de la striction.

Dans le but d'obtenir des courbes limites de micro-formage virtuelles, une modélisation numérique du procédé de micro-emboutissage a été mise en place : une première simulation avec la définition de l'outillage complet prenant en compte l'état de surface et une seconde appelée simulation « réduite » dans laquelle on ne s'intéresse qu'à la partie centrale de l'échantillon. Pour cette dernière, des défauts géométriques et des hétérogénéités de la microstructure ont été respectivement introduits.

En dernier lieu, le potentiel de la presse de micro-emboutissage est utilisé pour la déformation de monocristaux et de multicristaux suivant différents trajets de déformation dans le but de valider ultérieurement des modèles micro-mécaniques.

Abstract

In recent years, a growing demand on micro technical products is observed. Nowadays, the production of parts with small dimensions and thin thickness by the micro deep drawing process is not always well controlled. New difficulties encountered in the manufacture of such parts are often linked to scaling effects.

The objective of this thesis is to characterize the micro-forming ability of an aluminium of thin thickness for the determination of micro-forming limit diagrams.

The starting point is the achievement of a specific micro deep drawing tool with a punch diameter 9 mm for materials of maximum thickness 0.4 mm, coupled to an image analysis set-up. Using this experimental device allowed a series of tests on annealed aluminium 1050 A (99.5%) of small thickness. Several micro-forming limit diagrams were determined by various methods and different criteria for the detection of necking. In order to obtain virtual micro-forming limit diagrams, a numerical modelling of micro deep drawing process has been established: a first simulation with the definition of the complete tool taking into account the surface roughness and a second simulation called "reduced" in which only in the central part of the sample is modelling.

For this last, geometric imperfections and microstructure heterogeneities were respectively introduced. Finally, the potential of the micro deep drawing tool is used for the deformation of single crystals and multicrystals following different strain paths in order to validate later micro-mechanical models.

Remerciements

Remerciements

Cette thèse a été réalisée dans le cadre d'une cotutelle entre l'Université de Savoie en France et l'Université Cheick Anta Diop de Dakar au Sénégal, financée par l'Agence Universitaire de la Francophonie.

J'exprime ma profonde gratitude à mes directeurs de thèse M^{me} Pascale Balland, Maître de Conférences à l'Université de Savoie, M. Robert Arrieux, Professeur à l'Université de Savoie et M. Mamadou Sangharé, Professeur à l'Université Cheick Anta Diop de Dakar d'avoir accepté de diriger cette thèse. Je tiens à leur présenter mes plus vifs remerciements de m'avoir accordée toute leur confiance dès le début de cette thèse, de m'avoir consacré beaucoup de temps pendant ces trois années, sachant répondre à toutes mes interrogations, sans oublier leur participation au cheminement de ce rapport. Je tiens à leur témoigner toute ma reconnaissance pour leur suivi, leur disponibilité, leurs remarques constructives et enrichissantes, leurs conseils, leur sympathie.

Je tiens à remercier M. Gérard Férron, Professeur émérite à l'Université de Metz et M. Michel Brunet, Professeur à l'I.N.S.A de Lyon, pour la qualité de leur rapport et leurs remarques enrichissantes. Je remercie encore une fois M. Gérard Férron de m'avoir fait l'honneur de présider mon jury de thèse. Je remercie également M. Diaraf Seck, Professeur à l'Université Cheick Anta Diop de Dakar d'avoir accepté d'examiner cette thèse.

Je remercie M. Jacques Lottin, directeur du laboratoire SYMME de m'avoir accueilli au laboratoire. Je remercie tous les membres du laboratoire SYMME (enseignants chercheurs, doctorants et personnels administratifs) pour leur aide et leur bonne humeur. Je tiens également à remercier plus particulièrement M. Pierre Vacher, M. Jean Michel Moreau et M. Blaise Girard d'avoir contribué à ce travail. Je remercie également M^{me} Fabar Sané, Chargée de Projets Mobilités à l'Agence Universitaire de la Francophonie, pour son aide et sa disponibilité. J'adresse un grand merci à Jihène Tounsi, Afaf Saaï, Virginie Pouzols et Pape Babacar Fall pour leur soutien et leur amitié.

Enfin, je remercie mes parents et je leur exprime ma profonde reconnaissance pour leur soutien quotidien, leur encouragement et leur confiance, sans oublier tous les membres de ma famille (Nexi, Ndèye Fatou, Babacar, Daouda, Ablaye...).

Remerciements

Table des matières

Introduction générale	1
1 Chapitre I : Etude bibliographique.....	7
1.1 Introduction	9
1.2 Le micro-formage.....	9
1.2.1 Problèmes rencontrés en micro-formage.....	10
1.2.2 Etude des problèmes liés au comportement du matériau.....	11
1.2.2.1 Effets de la miniaturisation de l'éprouvette sur la contrainte d'écoulement	11
1.2.2.2 Effet de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement.....	12
1.2.3 Introduction des effets d'échelles dans la loi de comportement en micro- formage	13
1.2.3.1 Effets d'échelles en micro-emboutissage.....	17
1.3 Détermination expérimentale des courbes limites de formage	18
1.3.1 Définition d'une courbe limite de formage	19
1.3.2 Les essais utilisés	20
1.3.2.1 L'essai Nakazima	20
1.3.2.2 L'essai Marciniak.....	21
1.3.2.3 Le test de gonflement hydraulique.....	22
1.3.2.4 L'essai Fukui	22
1.3.2.5 Les essais de traction.....	22
1.3.3 Mesure des déformations	24
1.3.3.1 La technique des grilles.....	24
1.3.3.2 La méthode d'analyse d'images.....	24
1.3.4 Analyse du début de la striction.....	24
1.3.4.1 La méthode de Veerman	24
1.3.4.2 La méthode de Bragard	26
1.3.4.3 La méthode de Hecker.....	26
1.3.4.4 La méthode de Kobayashi.....	27
1.4 Détermination théorique des courbes limites de formage	29
1.4.1.1 Critère de Considère.....	30
1.4.1.2 Critère de Swift	31

1.4.1.3	Critère de Hill.....	32
1.4.1.4	Critère de Ramaekers et Bongaerts	35
1.4.1.5	Critère de Hora (critère de force maximum modifié)	35
1.4.2	<i>Autres critères de localisation.....</i>	35
1.4.2.1	Critère de Marciniak-Kuczinski.....	35
1.4.2.2	Analyse des bifurcations	36
1.4.2.3	Critères fondés sur l’analyse des résultats issus de la modélisation des essais mécaniques.....	37
1.5	Influence de l’épaisseur et de la taille des grains sur les courbes limites de formage.....	38
1.6	Conclusions	41
2	Chapitre II : Techniques expérimentales de caractérisation et matériau.....	43
2.1	Introduction	45
2.2	Matériau	45
2.3	Mesure des déformations avec le logiciel 7D	46
2.3.1	<i>Analyse d’images en 2D.....</i>	46
2.3.2	<i>La technique de numérisation 3D par stéréo-corrélation.....</i>	47
2.4	Essai de traction uniaxiale.....	47
2.4.1	<i>Définition de l’essai</i>	47
2.4.2	<i>Forme classique de la courbe de traction.....</i>	48
2.4.3	<i>Identification des paramètres du matériau</i>	49
2.4.3.1	<i>Influence du recuit sur le comportement du matériau.....</i>	50
2.4.3.2	<i>Paramètres du matériau recuit à 600 °C d’épaisseur 0,2 mm.....</i>	50
2.5	Mesure de la taille des grains	56
2.5.1	<i>Taille de grains moyenne</i>	56
2.5.2	<i>Taille de grains hétérogènes</i>	58
2.6	Procédure expérimentale pour l’obtention de flans mono et multicristallins ..	59
2.6.1	<i>Production de mono et multicristaux par la méthode de recristallisation par écrouissage critique</i>	59

2.6.1.1	Méthode de l'érouissage critique.....	59
2.6.1.2	Application de la méthode à l'aluminium 1050A (99,5 %)	61
2.6.2	<i>Découpe des échantillons</i>	61
2.6.3	<i>Orientation des mono et multicristaux avec le diffractomètre quatre cercle</i> ...	62
2.7	Conclusion	64
3	<i>Chapitre III : Etude expérimentale de la micro-formabilité</i>	65
3.1	Introduction	67
3.2	Dispositif expérimental	67
3.3	Echantillons	69
3.4	Outils de mesure des déformations	71
3.5	Analyse expérimentale de la striction	74
3.5.1	<i>Détection de la striction</i>	74
3.5.1.1	Première méthode : dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc	74
3.5.1.2	Deuxième méthode : méthode des trajets de déformation	77
3.5.1.3	Troisième méthode : méthode des polynômes	78
3.5.1.4	Quatrième méthode : méthode des profils de déformations.....	80
3.5.1.5	Comparaison des méthodes	82
3.5.2	<i>Validation expérimentale avec l'essai de coupelle</i>	82
3.5.2.1	Résultats obtenus avec les essais de coupelles.....	84
3.5.2.2	Comparaison des courbes limites de micro-formage avec l'essai de coupelle	86
3.6	Conclusion	87
4	<i>Chapitre IV : Etude numérique de la micro-formabilité</i>	89
4.1	Introduction	91
4.2	Présentation du code éléments finis Abaqus	91
4.2.1	<i>Abaqus/Explicite</i>	92
4.2.2	<i>Abaqus/Standard (Implicite)</i>	93
4.3	Simulation numérique avec l'outillage complet	93

4.3.1	<i>Outillage de micro-emboutissage</i>	93
4.3.2	<i>Modèle de comportement</i>	94
4.3.3	<i>Conditions aux limites</i>	96
4.3.4	<i>Détermination du pourcentage de la profondeur des défauts et celui du nombre de défauts</i>	96
4.3.5	<i>Courbes limites de micro-formage numériques</i>	100
4.3.5.1	<i>Critères d'apparition de la striction</i>	100
4.3.5.2	<i>Détermination des déformations à l'apparition de la striction</i>	102
4.3.5.3	<i>Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation</i> ..	109
4.3.5.4	<i>Influence du nombre d'éléments dans la sous-épaisseur et dans l'épaisseur</i>	112
4.4	Proposition d'une simulation numérique réduite	114
4.4.1	<i>Définition d'une simulation numérique réduite basée sur l'expansion, la traction large et la traction</i>	114
4.4.2	<i>Etude de l'influence de la profondeur des défauts</i>	116
4.4.3	<i>Etude de l'influence du nombre de défauts</i>	117
4.4.4	<i>Etude de l'influence de la répartition aléatoire des défauts</i>	118
4.5	Application à la détermination des courbes limites de micro-formage	119
4.6	Simulation numérique réduite prenant en compte l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure	122
4.6.1	<i>Modélisation de la loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur</i>	122
4.6.2	<i>Introduction de l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure</i>	124
4.6.3	<i>Application à la simulation réduite</i>	124
4.7	Conclusion	127
5	Chapitre V: Application du micro-emboutissage pour la validation des modèles micro-mécaniques	129
5.1	Introduction	131
5.2	Rappel du protocole expérimental	131

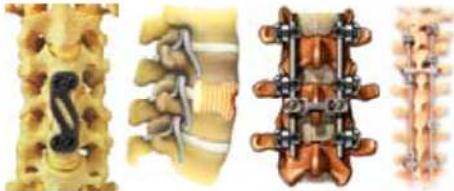
5.3	Micro-emboutissage d'un monocristal	133
5.3.1	<i>Orientations des grains</i>	<i>133</i>
5.3.2	<i>Exploitation des essais</i>	<i>135</i>
5.3.2.1	<i>Courbes force-déplacement.....</i>	<i>135</i>
5.3.2.2	<i>Champs de déformations.....</i>	<i>136</i>
5.4	Micro-emboutissage du multicristal.....	137
5.4.1	<i>Courbes force-déplacement.....</i>	<i>137</i>
5.4.2	<i>Champs de déformation</i>	<i>139</i>
5.5	Conclusion.....	141
	<i>Conclusions générales et perspectives.....</i>	<i>143</i>
	Conclusions générales	145
	Perspectives.....	146
	<i>Table des illustrations</i>	<i>149</i>
	<i>Table des tableaux.....</i>	<i>159</i>
	<i>Annexes</i>	<i>163</i>
	Annexe 1: Algorithme de Nelder Mead.....	165
	Annexe 2: Orientations des grains des multicristaux avant et après déformation ...	166
	<i>Références bibliographiques</i>	<i>169</i>

Introduction générale

Depuis quelques années, le monde de la miniaturisation a connu un développement très important. Actuellement, cet axe d'étude est perçu comme un domaine d'avenir de la recherche théorique et expérimentale vu les problèmes divers et complexes qu'il pose. De nos jours, on rencontre de plus en plus de petites pièces métalliques de dimensions qui vont du micromètre au millimètre. La création de pièce de faible épaisseur par différents procédés de mise en forme comme l'emboutissage, l'hydroformage, le découpage, l'extrusion... est largement utilisée dans les différents secteurs industriels tels que :

- l'aéronautique,
- l'automobile,
- le biomédical (prothèses, instruments chirurgicaux...) (*Figure 1 a*),
- les télécommunications (portables, satellites, câblage...) (*Figure 1 b*),
- l'informatique,
- l'électronique...

En effet, l'augmentation considérable des produits toujours plus petits et plus légers, des moyens de communications plus rapides poussent plusieurs secteurs industriels à s'orienter dans le domaine de la miniaturisation.



a) Le biomédical [MAC 04]



b) Les télécommunications [CAO 06]

Figure 1 : Application du micro-formage.

Les méthodes de conception des pièces macroscopiques sont souvent appliquées pour définir les paramètres des procédés de micro-formage. Néanmoins, beaucoup de problèmes mécaniques apparaissent, souvent liés aux effets de taille.

Dans ces travaux de recherche, le procédé étudié est le micro-emboutissage qui est une « extension » du procédé d'emboutissage quand la taille des échantillons à emboutir et la taille de l'outillage sont réduites. Aussi, une description succincte du procédé d'emboutissage est présentée ci-après.

L'emboutissage est un procédé de mise en forme qui consiste à déformer plastiquement une tôle métallique (flan), en général initialement plane, dans le but d'obtenir des pièces de forme complexe. Un outillage d'emboutissage se compose d'un poinçon, d'une matrice et d'un serre-flan. Le poinçon se déplace suivant l'axe vertical, déforme la tôle et lui donne sa forme extérieure. Il peut être remplacé par un fluide. La matrice sert d'appui à la tôle. Le serre-flan maintient plus ou moins fortement le flan lors d'une opération d'emboutissage pour assurer un écoulement homogène du métal et prévenir les risques de défauts tels que la striction, la rupture, le plissement... Il existe deux types d'emboutissage : celui à flan libre (*Figure 2 a*) dont la profondeur est alimentée par le glissement du flan et celui à flan bloqué dont l'épaisseur diminue lors du procédé (*Figure 2 b*).

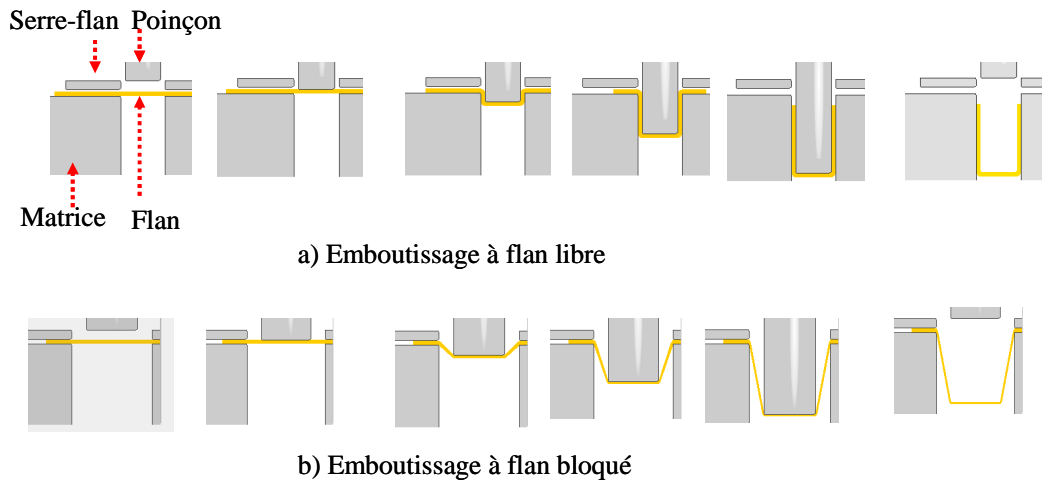


Figure 2 : Illustration du procédé d'emboutissage.

Dans ce travail de thèse, un ensemble d'objectifs à atteindre a été fixé. Ils consistent à :

- ✚ effectuer une campagne expérimentale d'essais de micro-emboutissage pour déterminer les courbes limites de micro-formage de l'aluminium 1050 A (99,5 %) d'épaisseur 0,2 mm avec la proposition de différents critères de détection du début de la localisation,
- ✚ mener une étude comparative entre les différents critères de début de la localisation et retenir la meilleure des méthodes validée par l'essai de coupelle emboutie,
- ✚ modéliser avec un code de calcul par éléments finis les opérations de micro-emboutissage de tôles de faible épaisseur grâce à une presse virtuelle intégrant une loi de comportement spécifique et établir alors les courbes limites de micro-formage numériques avec divers critères de prédiction du début de la striction,
- ✚ mettre au point une simulation numérique réduite ne représentant pas tout l'outillage de micro-emboutissage. Différents modes de déformations sont simulés en introduisant des défauts géométriques et ainsi des courbes limites de micro-formage numériques sont obtenues,
- ✚ utiliser l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure introduit par une loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur pour déterminer les courbes limites de micro-formage virtuelles,
- ✚ utiliser le dispositif de micro-emboutissage pour déformer des monocristaux et des multicristaux pour explorer le potentiel d'un tel dispositif dans la validation ultérieure de modèles micro-mécaniques.

Le manuscrit de thèse est organisé en cinq chapitres qui sont détaillés ci-dessous.

Le **premier chapitre** est une étude bibliographique scindée en quatre parties. La première met en évidence les problèmes rencontrés lors de la fabrication de pièces miniatures, étudie l'influence des effets de taille en micro-formage et analyse l'introduction de ces effets de taille dans la loi de comportement. La deuxième partie est une revue bibliographique sur la détermination expérimentale des courbes limites de formage. La troisième partie expose les différents critères utilisés pour analyser le début de la striction. La dernière partie présente les effets d'échelles obtenus sur les courbes limites de formage.

Le **deuxième chapitre** regroupe toutes les techniques expérimentales utilisées dans ce travail de thèse. Parmi ces méthodes, nous citons :

- ✚ la technique de mesure des déformations par analyse d'images qui permettra d'identifier les paramètres élastoplastiques de l'aluminium 1050 A (99,5 %) et de mesurer les déformations au cours de l'essai de micro-emboutissage,
- ✚ les méthodes d'identification des paramètres élastoplastiques du matériau (limite élastique, module d'Young, coefficients d'anisotropie),
- ✚ la mesure de la taille des grains qui sera exploitée dans l'identification de la loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur,
- ✚ la production de monocristaux et multicristaux de grandes tailles par la méthode de l'écroutissage critique et la mesure de leur orientation cristalline par un diffractomètre quatre cercles.

Le **troisième chapitre** présente une extension de la notion de courbes limites de formage pour des matériaux métalliques de faible épaisseur. Afin d'étudier l'aptitude au micro-formage de tels matériaux, une micro-presse d'emboutissage, fondée sur le principe de Marciniak, couplée avec un système d'acquisition d'images, a été conçue et réalisée au laboratoire Symme. Les images de la surface de l'échantillon, obtenues pendant l'emboutissage, sont enregistrées puis dépouillées à l'aide d'un système de mesure des déformations par corrélation d'images. Différentes techniques d'estimation de la déformation au début de la striction ont été étudiées. La comparaison des résultats obtenus par ces diverses méthodes avec l'essai test de coupelle emboutie à flan libre permet de choisir la méthode la plus appropriée pour notre matériau de faible épaisseur.

Le **quatrième chapitre** expose la simulation numérique du micro-emboutissage avec différentes géométries de flans. Cette simulation conduit à l'obtention des courbes limites de micro-formage numériques. Une simulation numérique réduite ne représentant pas l'outillage de micro-emboutissage a été introduite. Cette simulation réduite rend compte de différentes sollicitations qui correspondent aux modes de déformations obtenus sur les courbes limites de formage. Elle est effectuée en introduisant d'abord l'effet des défauts géométriques (état de surface) et ensuite l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure (taille de grains). Différents critères de

détection de la striction ont été utilisés. Plusieurs méthodes ont été exploitées pour déterminer les déformations à l'apparition de la striction. Les courbes limites de micro-formage numériques sont ensuite comparées avec celles obtenues expérimentalement.

Le **dernier chapitre** introduit l'application du micro-emboutissage aux mono et multicristaux dans le but ultérieur par exemple d'identifier des paramètres des modèles micro-mécaniques. Les informations obtenues expérimentalement sont riches : la courbe force-déplacement du poinçon, les plans de glissements actifs, l'évolution de l'orientation des grains, la cartographie des déformations tout au long de l'essai. Toutes ces données expérimentales pourront servir à la validation des modèles micro-mécaniques.

Enfin, les conclusions de cette étude sont exposées et les perspectives explorées.

1 Chapitre I : Etude bibliographique

1.1 Introduction

Dans ce travail de thèse, nous nous intéressons à la formabilité des matériaux d'épaisseurs comprises entre 0,1 et 0,2 mm dont le comportement lors de la mise en forme est alors différent de celui des matériaux standards. Il est donc nécessaire de réaliser une étude bibliographique sur ce domaine.

Les problèmes expérimentaux rencontrés dans les procédés de mise en forme en micro et macro-formage sont différents compte tenu des effets d'échelles. Ces effets de taille doivent également être considérés dans la simulation numérique du micro-formage. C'est dans cette optique qu'une étude bibliographique sur la technologie de micro-formage est réalisée en particulier sur les problèmes rencontrés, sur l'influence des effets de changement d'échelles et sur l'introduction de ces effets dans la loi de comportement utilisée lors de la simulation du micro-formage.

Pour étudier la formabilité de notre matériau, les courbes limites de formage sont utilisées. Pour ce faire, une étude bibliographique est effectuée sur leurs déterminations expérimentale et théorique. Pour la détermination expérimentale, nous avons répertorié dans la littérature les essais utilisés, les techniques de mesure des déformations et les méthodes d'analyse du début de la striction. Dans l'approche théorique, différents critères analytiques de détection de la striction, existant dans la littérature sont décrits.

La dernière partie est une revue bibliographique sur l'influence des effets d'échelles sur les courbes limites de formage.

1.2 Le micro-formage

Le micro-formage est une technologie qui permet de fabriquer de très petites pièces en métal (*Figure 3*) pour la production en grandes séries. Au cours des dernières années, des recherches nombreuses [ENG 02] [GEI 01] [VOL 04] [XIE 05] ont été réalisées sur les matériaux et les procédés en micro-formage.



Figure 3 : Exemples de pièces miniatures obtenues par micro-formage [RAJ 05].

L'élévation du chiffre d'affaires de ce secteur d'activité, montre une demande croissante des produits techniques miniatures. Cette demande est principalement

conduite par une augmentation de la miniaturisation des produits [GEI 01]. Les applications du micro-formage citées dans l'introduction générale sont nombreuses, de plus une importante demande de miniaturisation de la part des consommateurs existe et pousse à améliorer cette technique. Toutefois, beaucoup de problèmes sont rencontrés souvent liés aux effets d'échelles.

1.2.1 Problèmes rencontrés en micro-formage

Dans le but de comprendre le micro-formage et de trouver des solutions, le système de micro-formage peut être divisé en quatre parties : matériau, procédé, outils et machines-équipements. Les problèmes observés en micro-formage sont fortement associés à la miniaturisation elle-même alors que les problèmes rencontrés en procédé de formage classique sont liés par exemple à un traitement approprié du matériau ou à l'outil de conception. Dans les quatre parties (**Figure 4**), les effets de la miniaturisation sont observés [ENG 02].

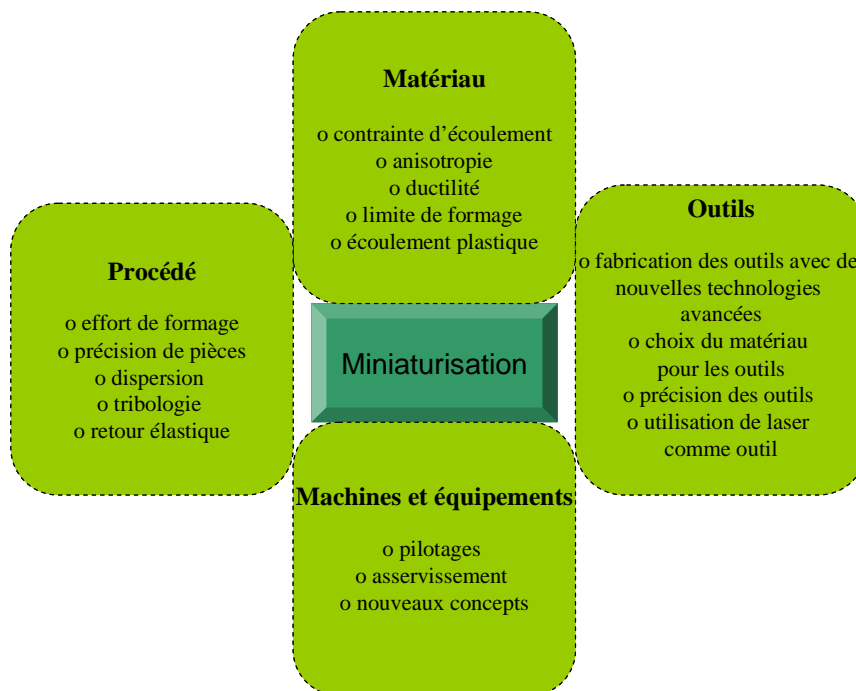


Figure 4 : Problèmes en micro-formage [ENG 02].

- ✚ **Matériau** : les effets de taille, qui se produisent quand on passe de l'échelle macro à l'échelle micro, influencent le comportement du matériau. Les tailles de l'échantillon et de la microstructure doivent être prises en compte pendant un procédé de micro-formage car elles affectent la contrainte d'écoulement¹ [GEI 01], l'anisotropie [KAL 00], la ductilité² [KAL 00] et la limite de formage [GEI 01].

¹ **Contrainte d'écoulement** : la contrainte nécessaire pour provoquer une déformation plastique.

² **Ductilité** : propriété grâce à laquelle un matériau peut se déformer de façon permanente avant de se rompre.

- ✚ Procédé : le micro-formage influence le procédé par les paramètres suivants : les efforts de formage, la tribologie, le retour élastique, la précision des pièces...
- ✚ Outils : le problème majeur des outils est leur fabrication. L'obtention de petits outils pour le micro-formage avec des tolérances très étroites et une bonne qualité de surface est difficile. Cependant, de nouvelles approches de fabrication ont été étudiées pour maîtriser ces difficultés. Saotome et al. [SAO 00] [SAO 01] ont étudié un verre usinable photochimiquement utilisé pour la fabrication de micro-matrices par photolithographie. [ENG 02] [HAN 03] [MOH 05] ont présenté une étude sur les différentes techniques pour la fabrication des micro-matrices par usinage par électroérosion et par dépôts physique et chimique (CVD) de diamant.
- ✚ Machines et équipements : les problèmes liés aux machines et équipements augmentent avec la miniaturisation. La micro-fabrication exige des micro-systèmes de manutention (manipulation de petites pièces avec une grande précision). Les jeux entre les parties de la machine négligeables pour un procédé de formage classique, ont une influence néfaste sur la précision des micro-pièces produites.

Les problèmes existant en micro-formage sont liés au matériau, au procédé, aux outils ou aux machines et équipements. Le problème étudié dans ce travail est orienté vers celui qui est lié au matériau. Donc une revue bibliographique est réalisée, plus particulièrement, sur l'influence des effets d'échelles et leur introduction dans la loi de comportement. Le détail de ces deux parties va nous permettre de définir un axe de travail c'est-à-dire :

- ✚ choisir un effet de taille pouvant influencer le comportement du matériau dans ceux répertoriés dans la littérature,
- ✚ sélectionner un modèle introduisant cet effet dans une loi de comportement, existant dans la littérature, adaptée aux matériaux de faible épaisseur.

1.2.2 Etude des problèmes liés au comportement du matériau

Compte tenu des dimensions des pièces obtenues en micro-formage, le comportement du matériau est très différent en comparaison des dimensions conventionnelles [WAN 07]. Dans cette partie, une étude bibliographique est effectuée sur l'influence des effets de la miniaturisation de l'éprouvette et de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement.

1.2.2.1 Effets de la miniaturisation de l'éprouvette sur la contrainte d'écoulement

Geiger et al. [GEI 01] ont étudié les effets de la miniaturisation en micro-formage en prenant en compte différentes propriétés du matériau. Concernant le comportement du matériau, ils ont remarqué que la miniaturisation de l'éprouvette entraîne une diminution de la contrainte d'écoulement (*Figure 5*).

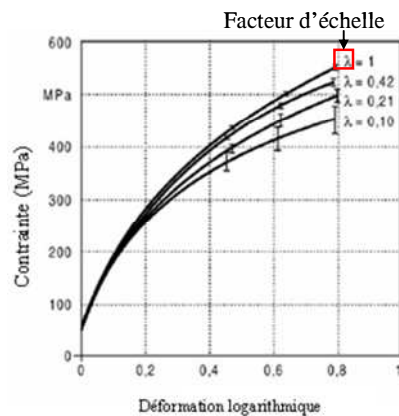


Figure 5 : Effet de la miniaturisation de l'éprouvette sur la contrainte d'écoulement [ENG 02].

Différents matériaux ont été utilisés dans plusieurs projets de recherche pour vérifier cet effet de taille. Des essais de traction, réalisés sur du CuZn15 et du CuNi18Zn20, ont été effectués par Kals [KAL 99] pour confirmer cet effet. Picart et al. [PIC 99] ont validé cet effet en réalisant des tests de gonflement hydraulique sur des alliages de cuivre de différentes épaisseurs. Cet effet d'échelle a également été vérifié par Rauléa et al. [RAU 99] sur de l'aluminium et par Kocarida et al. [KOC 00] sur du cuivre.

La théorie de la similarité a fait l'objet de beaucoup d'études [GEI 94] [GEI 95] [GEI 97]. Quand les dimensions des échantillons et des outillages sont multipliées par le facteur d'échelle λ on parle de théorie de la similarité. Les efforts expérimentaux doivent alors être proportionnels à λ^2 . Par ailleurs, la contrainte d'écoulement et les déformations sont indépendantes de l'échelle. Quand les forces et les contraintes mesurées expérimentalement sont différentes de celles obtenues théoriquement, alors la déviation est causée par l'effet d'échelles. Cette théorie a également été vérifiée par Engel et al. [ENG 02] [ENG 06]. Cet effet de taille a été expliqué plus tard par la diminution du nombre de voisins des grains surfaciques (**Figure 6**) [VOL 04].

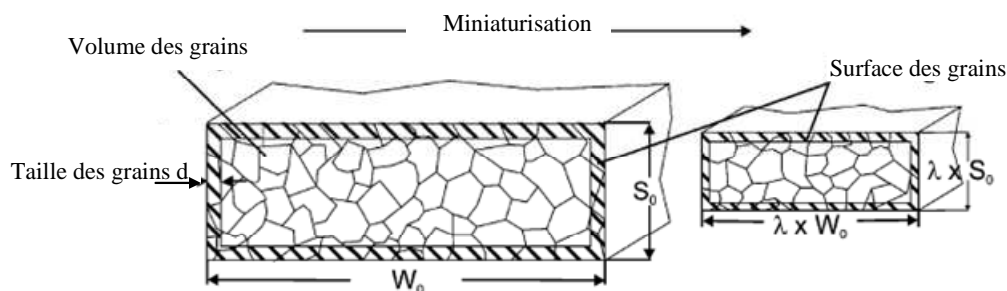


Figure 6 : Grains avant et après miniaturisation [VOL 04].

1.2.2.2 Effet de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement

Rauléa et al. [RAU 99] [RAU 99-1] ont fait des recherches sur la relation entre la taille des grains et l'épaisseur d'un flan d'aluminium. Deux essais ont été effectués. L'essai de traction uniaxiale est utilisé lorsque la taille des grains est la même alors

que l'épaisseur du flan est différente. L'essai de pliage est utilisé lorsque l'épaisseur du flan est la même alors que la taille des grains est différente. Les résultats montrent que lorsque la taille des grains est inférieure à l'épaisseur, la limite d'élasticité va diminuer ; lorsque la taille des grains est plus importante que l'épaisseur la limite d'élasticité devrait augmenter suivant l'augmentation de la taille des grains.

Cao et al. [CAO 04] ont examiné l'effet de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement pour du CuZn30. Les résultats montrent que la contrainte d'écoulement augmente avec la diminution de la taille des grains. Geiger et al. [GEI 95] ont obtenu des résultats similaires avec du CuZn15.

L'effet de la taille des grains sur la contrainte est étudié dans ce travail de recherche pour l'introduire dans la loi de comportement et réaliser des simulations numériques.

1.2.3 Introduction des effets d'échelles dans la loi de comportement en micro-formage

La simulation numérique du micro-formage nécessite la prise en compte des effets d'échelles [MES 94]. Des recherches [MIC 03], [HOF 06], [YEH 08] ont été effectuées pour introduire les effets de taille dans la loi de comportement. Les effets de taille peuvent être expliqués et simulés par la théorie de la plasticité conventionnelle.

Michel et Picart [MIC 03] ont proposé un nouveau modèle pour les courbes de contraintes d'écoulement s'appuyant sur les résultats expérimentaux obtenus avec les essais de gonflement hydraulique qui prennent en compte les effets de taille. Ils ont étudié le matériau CuZn36 en utilisant différentes épaisseurs comprises entre 0,1 et 0,5 mm. Pour obtenir les courbes des contraintes d'écoulement, ils ont fait une identification inverse pour calculer les paramètres du modèle de Swift (*Figure 7*) qui est donné par : $\bar{\sigma}_k = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n$.

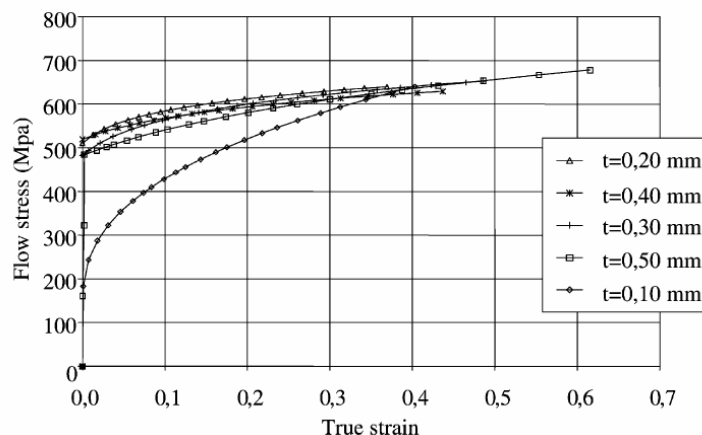


Figure 7 : Identification inverse avec le modèle de Swift pour toutes les épaisseurs (de 0,1 à 0,5 mm) [MIC 03].

Dans le nouveau modèle, la contrainte est en fonction de la déformation équivalente et d'un facteur de taille λ qui est l'épaisseur. Pour prendre en compte les effets de taille, une fonction de correction F a été ajoutée au modèle de Swift :

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_k F(\lambda, \bar{\varepsilon}) \quad \text{avec} \quad \bar{\sigma}_k = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \quad (1)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte d'écoulement, K une constante et $\bar{\varepsilon}$ la déformation équivalente. $\bar{\sigma}_k$ représente la contrainte qui est identifiée suite à un modèle de Swift, qui nécessite d'identifier les 2 ou 3 paramètres du matériau. Ce modèle peut être étendu à Hollomon, Prager ou Voce. La fonction F de l'équation (1) peut se mettre sous la forme :

$$F(\lambda, \bar{\varepsilon}) = 1 - \exp(-a\lambda + b)(-c\bar{\varepsilon} + d) \quad \text{avec} \quad F(\lambda, \bar{\varepsilon}) \rightarrow 1 \quad \text{quand} \quad \lambda \rightarrow 1 \quad (2)$$

où a, b, c, et d sont des paramètres positifs du matériau.

La fonction F peut décrire d'abord la diminution de la contrainte quand λ diminue, ensuite la diminution de la différence de la contrainte quand $\bar{\varepsilon}$ augmente.

Pour obtenir les paramètres du nouveau modèle, il faut d'abord identifier les paramètres du matériau en utilisant les résultats expérimentaux (Swift), ensuite déterminer les effets de taille de la contrainte en utilisant les résultats expérimentaux avec les échantillons de faible épaisseur (a, b, c et d). Le **Tableau 1** résume les paramètres du nouveau modèle.

K (MPa)	n	ε_0	a	b	c	d
718	0,18	0,11	30	1,4	4,89	1,8

Tableau 1 : Paramètres du modèle pour le CuZn36 [MIC 03].

La **Figure 8** montre les résultats obtenus avec le nouveau modèle.

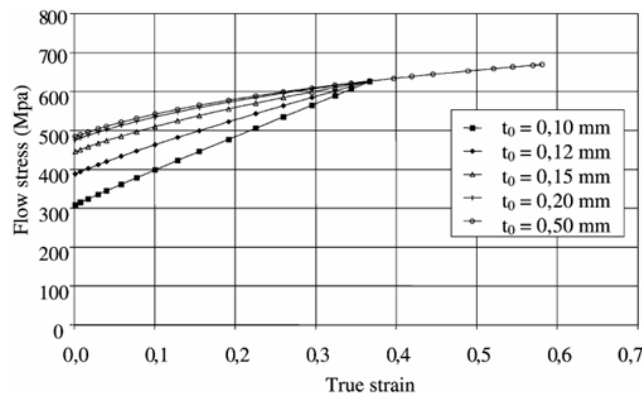


Figure 8 : Contraintes d'écoulement obtenues avec le nouveau modèle [MIC°03].

Yeh et al. [YEH 08] ont développé un modèle pour décrire le comportement des matériaux en micro-formage qui prend en compte l'épaisseur et la taille des grains. Le matériau testé est du cuivre C1200 avec différentes épaisseurs de 0,1 ; 0,2 et 0,5 mm et différentes tailles de grains de 23, 70 et 113 μm . Pour chaque épaisseur, il y a 3 tailles de grains correspondantes donc 3 lois de comportement. Chaque loi de comportement a été déterminée avec le modèle de Swift. Pour prendre en compte l'épaisseur t et la taille des grains g, une fonction de correction a été introduite dans la loi de comportement :

$$\bar{\sigma} = K(\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^n F(t, g) \quad \text{avec} \quad F(t, g) = \frac{at^2 + bt + c}{dg + e} \quad (3)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte d'écoulement, K une constante, $\bar{\epsilon}$ la déformation équivalente, t est l'épaisseur et g la taille des grains, a, b, c, d, e sont des paramètres du nouveau modèle qui sont obtenus avec l'algorithme d'optimisation de Nelder-Mead [LAG 98]. La fonction F peut décrire la diminution de la contrainte quand t diminue et quand g augmente. Les paramètres du nouveau modèle sont présentés dans le **Tableau 2**.

K (MPa)	n	ϵ_0	a	b	c	d	e
511,3515	0,52631	0,01291	-0,43451	0,51687	0,68857	0,14712	0,00102

Tableau 2 : Paramètres du modèle pour le C1200 [YEH 08].

Les résultats avec ce modèle sont présentés sur les **Figures 9 a et 9 b**.

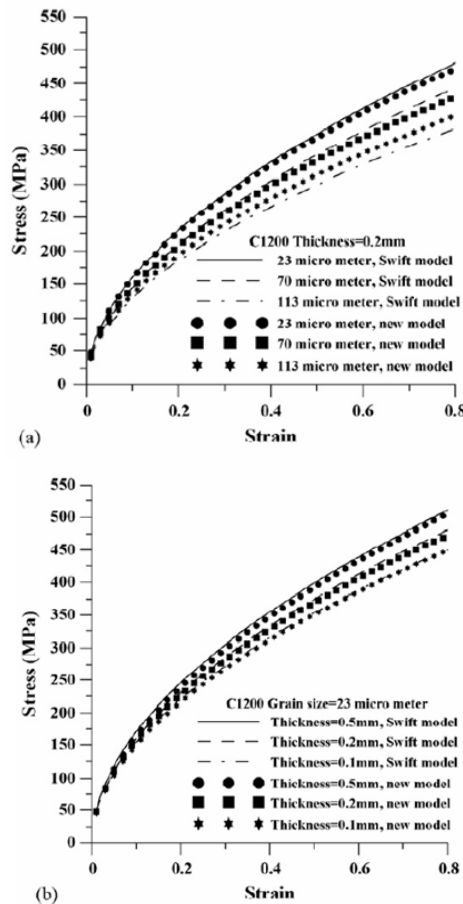


Figure 9 : Courbes contraintes-déformations [YEH 08].

Hoffmann et al. [HOF 06] ont effectué des essais de traction sur du Cu 99,9 % afin d'étudier l'influence du changement de largeur. La largeur de chaque échantillon varie avec une épaisseur de 50 μm , 100 μm et 200 μm , respectivement. L'épaisseur 200 μm représente l'échelle macro et les autres appartiennent à l'échelle micro. Le

rapport de taille des échantillons, largeur/épaisseur est défini comme le rapport caractéristique λ . Pour examiner les effets de taille, les contraintes en fonction du rapport caractéristique ont été tracées (**Figure 10**).

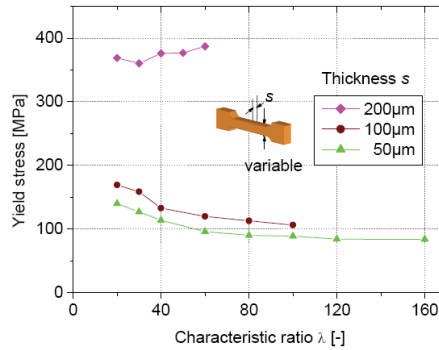


Figure 10 : Contraintes en fonction du rapport caractéristique λ [HOF 06].

Sur l'échantillon macro de 200 μm d'épaisseur, la contrainte augmente légèrement quand λ augmente. Cependant, la contrainte sur les échantillons micro, d'épaisseurs 100 μm et 50 μm , diminue quand λ augmente et converge progressivement. Il est supposé que la limite d'élasticité et la force de traction dépendent du rapport caractéristique λ en micro-échelle dans le cas de 100 μm et 50 μm . La contrainte d'écoulement en fonction de λ peut être représentée pour la même épaisseur. Pour la modélisation mathématique de la courbe de la contrainte d'écoulement, les données expérimentales ont été interpolées en utilisant l'équation suivante :

$$K_f = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \quad (4)$$

où K_f est la contrainte équivalente.

Dans le cas de 100 μm , une largeur de 4 mm a été choisie comme rapport caractéristique de base, les paramètres déterminés pour cet échantillon sont : $K=395,69$ MPa, $\varepsilon_0=0,0001$ et $n=0,2$. Une courbe de contrainte arbitraire a été définie par l'équation (5) en se basant sur la **Figure 10**.

$$K_f = K_f^{Basis-\lambda} \cdot f(\lambda) \text{ avec } f(\lambda) = 0,99637 * \exp^{-\lambda/\lambda_{Basis}} \quad (5)$$

La modélisation mathématique de la contrainte tenant compte du rapport caractéristique λ est représentée sur la **Figure 11**.

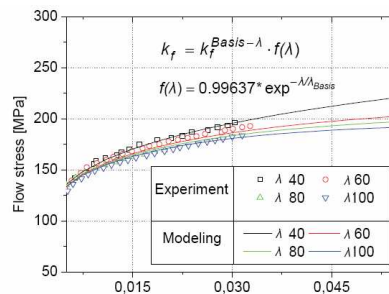


Figure 11 : Modélisation mathématique des contraintes d'écoulement prenant en compte le rapport caractéristique λ [HOF 06].

Différentes méthodes d'introduction des effets d'échelles dans la loi de comportement susceptibles de nous intéresser dans nos travaux ont été répertoriées. La méthode développée par Yeh et al. [YEH 08] a été sélectionnée pour introduire l'effet d'échelles dans ce travail.

1.2.3.1 Effets d'échelles en micro-emboutissage

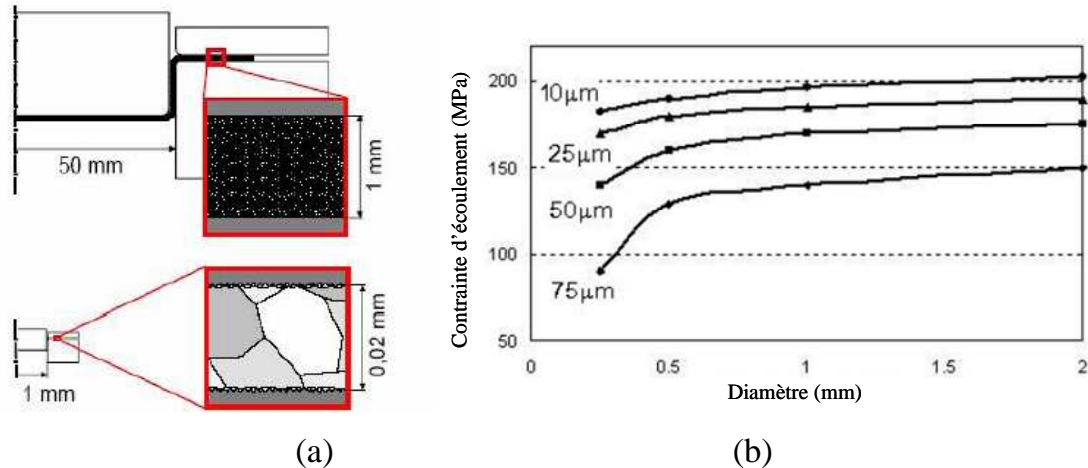


Figure 12 : (a) Différence entre l'emboutissage classique et le micro-emboutissage [TRU 08] (b) Contrainte d'écoulement dépendant des dimensions de la pièce en micro-emboutissage [TRU 08].

La **Figure 12 a** montre la comparaison de la répartition des grains en emboutissage conventionnel et en micro-emboutissage [TRU 08]. Quand on suppose que la taille des grains du matériau est constante, en micro-formage l'épaisseur est très faible, la déformation se produit uniquement par les grains. Par contre, en formage classique les capacités de formabilité du matériau dépendent fortement de l'épaisseur du flan. En emboutissage conventionnel, les contraintes d'écoulement sont indépendantes des dimensions de la pièce, mais en micro-emboutissage, les contraintes d'écoulement dépendent du diamètre et de l'épaisseur du flan (**Figure 12 b**).

Des essais expérimentaux et des simulations numériques de micro-emboutissage avec différents diamètres de poinçon ont été effectués par Hirt et al. [HIR 03]. L'influence du coefficient de frottement et de la géométrie de l'outillage sur le procédé a également été étudiée. Les résultats montrent que la force du poinçon obtenue numériquement est proche de celle obtenue expérimentalement.

Justinger et al. [JUS 04] ont réalisé des essais de micro-emboutissage sur du CuZn37 brut et recuit à une température de 600 °C pendant 3h, avec différentes vitesses de poinçon variant de 0,01 mm/s à 100 mm/s. Les épaisseurs des flans varient entre 40 et 300 μm. Les diamètres des flans correspondent aux différentes épaisseurs. Les résultats montrent que la vitesse du poinçon a un faible effet sur la géométrie de la coupelle. Cette géométrie semble être plus affectée par la microstructure. Pour les échantillons recuits, l'amincissement des parois de la coupelle est plus prononcé pour

les petites coupelles, bien que les courbes de la contrainte d'écoulement soient à peu près dans la même gamme.

Vollersten et al. [VOL 04] ont embouti des flans d'Al 99,5 d'épaisseur 0,02 et 1 mm pour comparer des macro-coupelles cylindriques avec des micro-coupelles cylindriques. Le diamètre et la vitesse du poinçon sont respectivement de 1 mm et 1 mm/s pour le micro-emboutissage et de 50 mm et 25 mm/s pour le macro-emboutissage. Le résultat des expériences a montré que la bride de la micro-coupelle est formée de petites rides alors que celle de la macro-coupelle est sans rides (**Figure 13**). Avec les mêmes conditions de formage, le coefficient de frottement en micro-emboutissage est plus élevé qu'en macro-formage. Par contre, les formes des coupelles sont identiques.

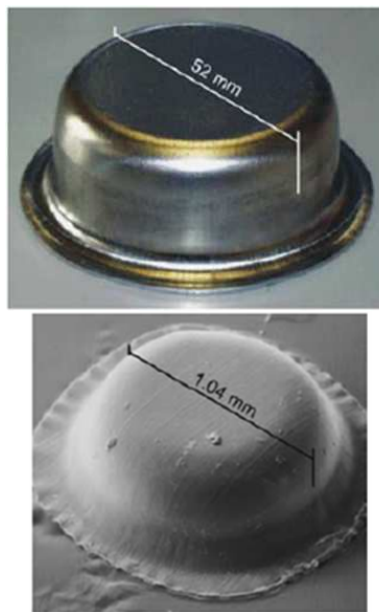


Figure 13 : Comparaison de la micro et macro coupelle emboutie [VOL 04].

Le micro-formage nécessite la prise en compte de nombreux facteurs physiques et technologiques. De nombreuses recherches ont été effectuées sur les problèmes liés au micro-formage en particulier les effets d'échelles mais il y a peu de travaux sur la détermination des courbes limites de formage pour des matériaux de faible épaisseur. Nous avons donc fait une étude bibliographique sur les déterminations expérimentale et théorique des courbes limites de formage utilisées en formage conventionnel.

1.3 Détermination expérimentale des courbes limites de formage

Le principal phénomène qui limite une opération d'emboutissage est l'apparition de la striction. Cette apparition est matérialisée par un défaut visuel provoqué par une réduction d'épaisseur qui conduit à la rupture. Pour évaluer la formabilité d'une tôle pour le procédé d'emboutissage, Keeler [KEE 65] a proposé en 1965 le concept de courbe limite de formage (CLF). Dans l'espace des déformations principales en expansion, on peut séparer la zone de succès de la zone d'échec en emboutissage par

une courbe appelée courbe limite de formage (*Figure 14*). Cette courbe a été complétée par [GOO 68] dans le domaine de retrait.

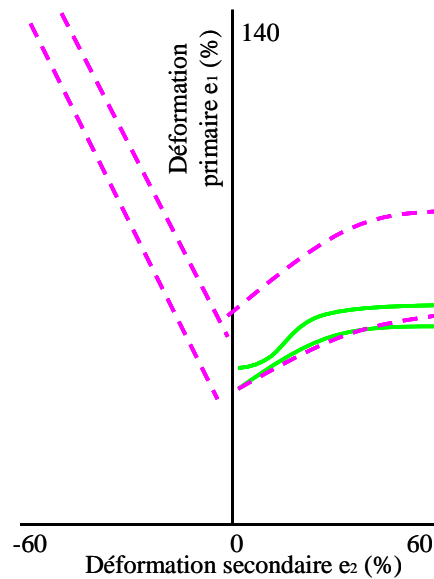


Figure 14 : Courbe limite de formage de Keeler [KEE 65] et Goodwin [GOO 68].

1.3.1 Définition d'une courbe limite de formage

Une courbe limite de formage (CLF) est une frontière séparant deux domaines (*Figure 15*), le premier correspond à la rupture des emboutis et le second domaine à la réussite des emboutis. Cette courbe représente la limite supérieure de formage admissible pour une tôle avant l'apparition de la striction.

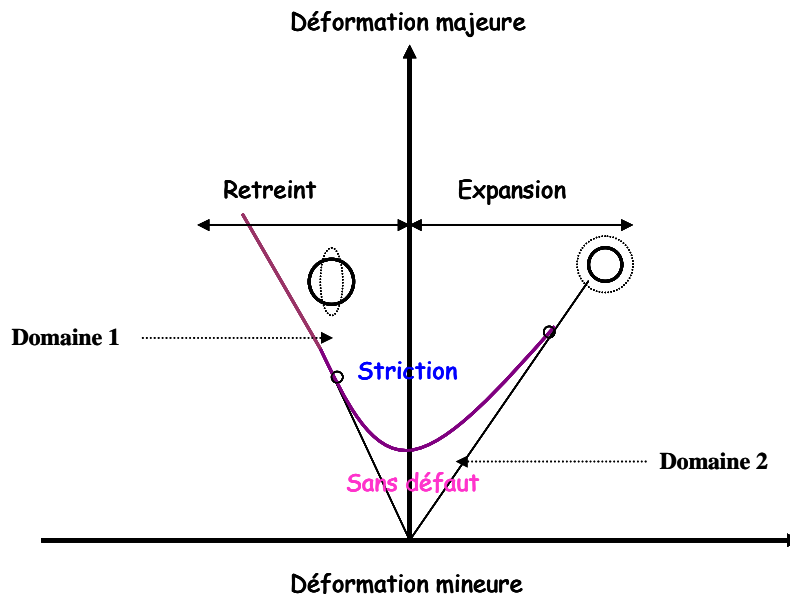


Figure 15 : Définition d'une courbe limite de formage.

L'étude de la formabilité de la tôle peut être abordée par la définition des différents modes de déformations présentés sur la **Figure 16**.

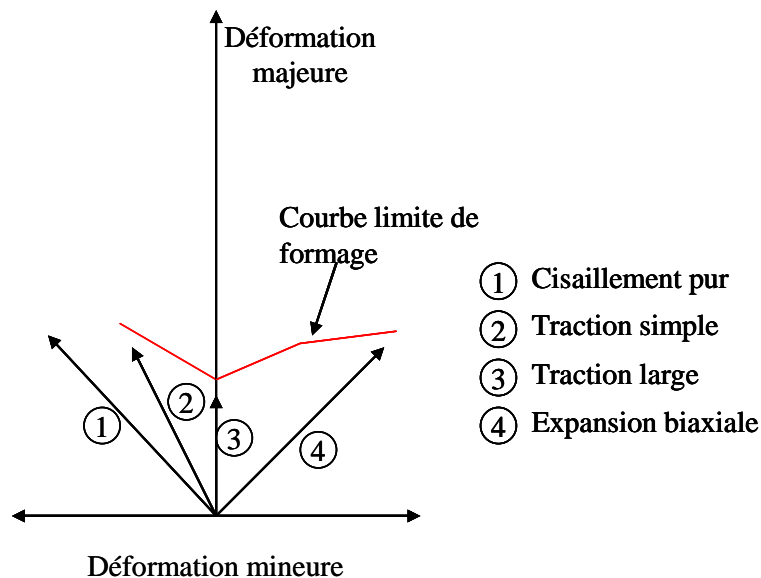


Figure 16 : Modes de déformations dans le repère des déformations principales majeures et mineures.

En effet, la courbe limite de formage permet de caractériser l'aptitude au formage d'un matériau. Cette courbe est un outil efficace qui peut aider à définir les outillages de presse et à mettre au point des opérations d'emboutissage.

Dans la suite, une étude des différents types d'essais, utilisés en laboratoire pour simuler les différents modes de déformations qui pourront conduire à la rupture ou la striction en emboutissage, est effectuée. Nous verrons ensuite comment mesurer les déformations, et nous présenterons enfin les diverses méthodes de détection du début de la striction.

1.3.2 Les essais utilisés

Expérimentalement, les courbes limites de formage sont obtenues à partir d'essais mécaniques permettant de simuler les différents trajets de déformations sur les tôles minces. Ces tests permettent de balayer des trajectoires de déformations comprises entre la traction uniaxiale et l'expansion biaxiale. Le trajet de déformation suivi par une éprouvette lors du chargement dépend de la géométrie de l'outillage utilisé et de la géométrie de l'éprouvette.

1.3.2.1 L'essai Nakazima

La méthode de formage pour l'essai Nakazima [NAK 71] utilise un poinçon hémisphérique (**Figure 17**), une matrice et un serre-flan. Le flan est bloqué entre la matrice et le serre-flan. Suivant la géométrie de l'éprouvette emboutie, le type de déformation obtenu se situe soit dans la zone de rétreint, soit dans la zone d'expansion.

Les avantages de ce test sont la possibilité d'obtenir la courbe limite de formage complète sur un outillage unique et la simplicité de l'outillage. L'inconvénient majeur est la difficulté des mesures de déformations liée à la courbure du poinçon.

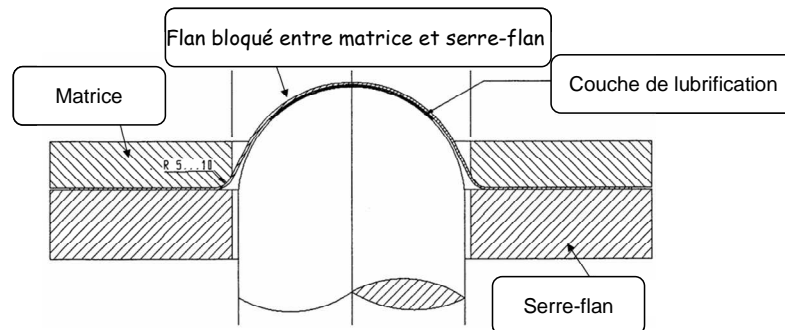


Figure 17 : Essai Nakazima.

1.3.2.2 L'essai Marciniak

L'essai Marciniak [MAR 67] est un essai d'emboutissage permettant de déformer jusqu'à la rupture un flan bloqué entre une matrice et un serre-flan. L'outillage (*Figure 18*) est constitué d'une matrice annulaire, d'un serre-flan et d'un poinçon à fond plat évidé ; pour cet essai, on utilise un contre flan percé (du même matériau que le flan) entre le flan et le poinçon pour éviter une rupture sur l'arrondi du poinçon et favoriser la rupture au centre de l'échantillon.

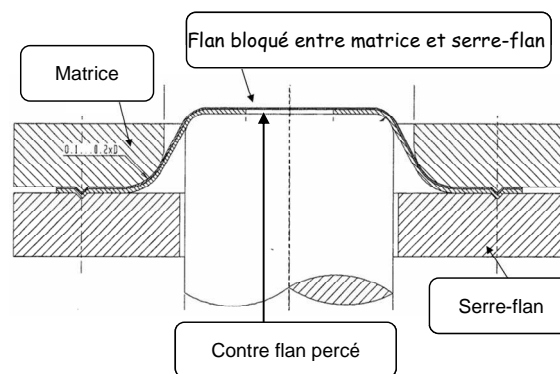


Figure 18 : Essai Marciniak.

La variation du mode de déformation se fait avec des poinçons de section carrée, elliptique et circulaire. La difficulté de cet essai est qu'il ne permet d'obtenir les trajets de déformations que dans le domaine de l'expansion. La méthode Marciniak a été améliorée par [GRO 80] en utilisant un poinçon de section circulaire à fond plat évidé et des flans circulaires et échancrés. La variation des rayons des échancrures permet de changer les modes de déformation. Des flans rectangulaires avec des largeurs différentes plus faciles à avoir que les flans échancrées ont été utilisés par [RAS 81], [ARR 84]. Cette méthode présente beaucoup d'avantages, elle utilise un outillage unique, les flans sont d'une obtention facile, on peut obtenir tous les modes de déformations (compris entre la traction et l'expansion) menant à la rupture.

L'apparition de la rupture sur la partie plane du flan facilite la mesure des déformations.

1.3.2.3 Le test de gonflement hydraulique

Ce test consiste à déformer des flans sous l'action d'une pression hydraulique à travers des matrices circulaires (JOVIGNOT, 1930) et elliptiques [HAB 73] (*Figure 19*). Le flan est bloqué entre une matrice et un serre-flan. On n'utilise pas de poinçon pour le test de gonflement, ce qui permet d'éliminer les effets de frottement, contrairement aux tests de type Marciniak et Nakazima. Comme les éprouvettes en gonflement sont bloquées sur leur périphérie, ces essais couvrent uniquement le domaine d'expansion et ne permettent pas la description des modes en retreint.

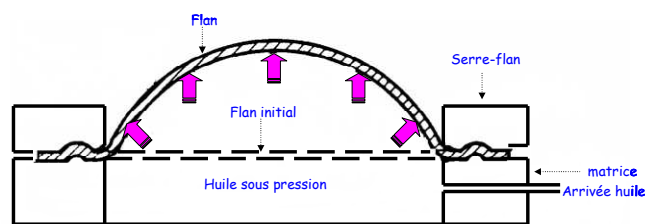


Figure 19 : L'essai de gonflement hydraulique.

1.3.2.4 L'essai Fukui

L'essai de (FUKUI, 1938) ou l'essai de coupelle conique permet d'emboutir en utilisant un poinçon hémisphérique, un flan circulaire dans une matrice tronconique. Il n'est pas nécessaire d'utiliser un serre-flan (*Figure 20*) compte tenu de la forme de la matrice. Deux modes de déformations sont obtenus dans cet essai : rétreint sur la partie conique de la matrice et expansion sous le nez du poinçon.

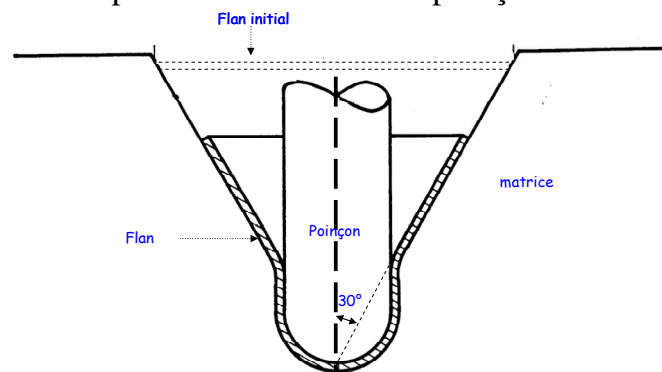


Figure 20 : L'essai Fukui.

1.3.2.5 Les essais de traction

Une machine de traction conventionnelle permet de réaliser les essais de traction. La variation de la géométrie des éprouvettes permet de simuler différents trajets de déformations. Divers types d'éprouvettes peuvent être utilisées. L'éprouvette de

traction normalisée permet d'obtenir la traction uniaxiale avec (dans la zone plastique) $\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = -\frac{1}{2}$ pour un matériau isotrope (ε_2 est la déformation mineure et ε_1 la déformation majeure). Concernant les éprouvettes de traction entaillées, il faut modifier la géométrie de l'entaille pour faire varier la trajectoire de déformation. Si l est la largeur de l'éprouvette en fond d'entaille et R le rayon d'entaille, plus le rapport l/R augmente, plus la trajectoire de déformation se rapproche de l'axe $\varepsilon_2 = 0$. Pour les éprouvettes de traction lisses et larges, plus le rapport largeur sur longueur de l'éprouvette augmente, plus la trajectoire de déformation est voisine de la traction large avec $\frac{\varepsilon_2}{\varepsilon_1} = 0$.

Essais	Apports	Limites
Nakazima	<ul style="list-style-type: none"> • obtention de la CLF complète • outillage unique • simplicité de l'outillage 	<ul style="list-style-type: none"> • difficulté des mesures liée à la courbure du poinçon
Marciniak	<ul style="list-style-type: none"> • obtention facile des flans • obtention de la CLF complète • apparition de la rupture sur la partie plane du flan • mesure des déformations facile à réaliser 	<ul style="list-style-type: none"> • nécessité d'un contre-flan
Gonflement hydraulique	<ul style="list-style-type: none"> • suppression des effets de frottement 	<ul style="list-style-type: none"> • caractérisation de la tôle uniquement dans le domaine d'expansion
Fukui		<ul style="list-style-type: none"> • peu utilisé dans la détermination des CLF
Essais de traction	<ul style="list-style-type: none"> • obtention des modes de déformation en traction simple et en traction large 	<ul style="list-style-type: none"> • caractérisation de la tôle qu'en traction

Tableau 3 : Comparaison des différents essais.

Le **Tableau 3** présente les apports et les limites des méthodes les plus utilisées pour déterminer les courbes limites de formage expérimentales. Nous avons opté pour la méthode Marciniak car elle possède de nombreux avantages qui facilitent l'établissement des CLF expérimentales.

1.3.3 Mesure des déformations

1.3.3.1 La technique des grilles

Pour mesurer le champ local des déformations, les premières méthodes consistaient à appliquer une grille de forme carrée ou circulaire sur les flans et à mesurer après déformation la dilatation et la distorsion de chacune des mailles de la grille pour obtenir le champ local des déformations. L'exploitation se faisait le plus souvent avec des techniques optiques [LAC 69] [KEL 69]. Une technique de dépouillement automatique par analyse de surface a été proposée par [ARR 84]. Cette méthode reste compliquée à mettre en œuvre. De plus, la mesure des déformations est difficile et souvent pas très précise.

1.3.3.2 La méthode d'analyse d'images

Depuis quelques années, les systèmes de mesure de déformations par analyse d'images ont connu un important progrès technologique. Aujourd'hui, beaucoup de laboratoires utilisent cette méthode pour déterminer les courbes limites de formage. Le matériel pour la mise en œuvre de cette méthode ne nécessite qu'une caméra CCD (Charge Coupled Device) ou un appareil photo numérique, une carte d'acquisition rapide et un ordinateur. L'avantage de cette méthode est qu'elle permet de déterminer rapidement et précisément les déplacements et donc les déformations de surface d'un échantillon si celui-ci est plan et orthogonal à l'axe de la caméra. Les développements très rapides des caméras CCD, peu coûteuses, permettent d'utiliser ces moyens de mesure sans contact. En plus, la surface à observer nécessite une préparation minimale.

Comparée à la technique des grilles qui est difficile à mettre en œuvre, la méthode d'analyse d'images présente beaucoup d'avantages et permet d'obtenir plus facilement les CLF. Cette technique est détaillée dans le chapitre II § 2.3 puisqu'elle est utilisée dans ces travaux de recherches.

1.3.4 Analyse du début de la striction

En emboutissage, les déformations maximales admissibles par le matériau sont limitées par les phénomènes d'apparition de la striction puis de la rupture. Afin de contrôler et d'optimiser les processus de mise en forme par emboutissage, il faut être en mesure de prédire le début et le développement de la localisation. Dans ce paragraphe, nous allons donner différentes méthodes, relatives à l'utilisation des grilles, de détermination de cette amorce de localisation. Ensuite, nous allons présenter diverses techniques de détermination du début de la striction utilisant l'analyse d'images.

1.3.4.1 La méthode de Veerman

Veerman et al. [VEE 71] [VEE 72] ont développé une méthode de dépouillement permettant de suivre l'évolution de la déformation d'une maille circulaire (*Figure 21*) en fonction de la déformation moyenne des mailles adjacentes.

Au niveau de la maille étudiée, Veerman a repéré la formation d'un gradient de déformation. L'apparition de la striction localisée correspond à la formation du gradient de déformation (**Figure 22**).

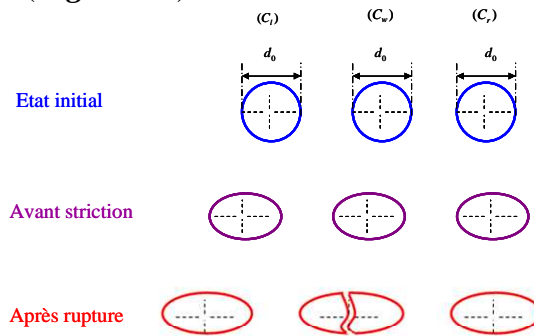


Figure 21 : Repérage des mailles adjacentes [VEE 72].

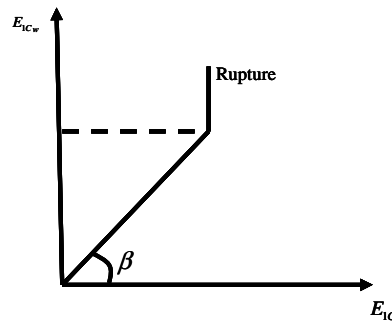


Figure 22 : Détermination de la déformation à l'apparition de la striction par la méthode de Veerman [VEE 72].

La déformation moyenne du cercle central C_w est donnée par :

$$E_{1C} = 1/2(E_{1C_l} + E_{1C_r}) \quad (6)$$

où E_{1C_l} est la déformation du cercle C_l et E_{1C_r} est la déformation du cercle C_r .

L'évolution de la déformation du cercle central E_{1C_w} en fonction de la déformation moyenne E_{1C} (**Figure 22**) montre que tant que l'on reste dans le domaine des allongements répartis, les déformations des trois cercles adjacents sont très voisines et l'angle β est voisin de 45° . La valeur de la déformation est obtenue quand il y a un changement de pente.

Cette méthode n'est utilisable qu'avec des emboutis qui présentent de faibles gradients de déformations. Le point d'apparition de la striction est difficile à obtenir expérimentalement. Pour utiliser cette méthode, il est nécessaire de mesurer les déformations de beaucoup de cercles parce qu'on ne sait pas où va se produire la rupture.

1.3.4.2 La méthode de Bragard

Cette méthode [BRA 72] s'inspire de celle de Veerman. Elle permet d'emboutir un flan jusqu'à la rupture. La mesure des déformations sur l'embouti s'effectue sur une section perpendiculaire à la rupture. L'auteur trace les déformations sur un graphe en fonction de la position du cercle de mesure. Un calcul de régression parabolique du profil des déformations est effectué sur le graphe expérimental (**Figure 23**). La valeur de déformation à l'apparition de la striction correspond au maximum de déformation qu'indique la régression.

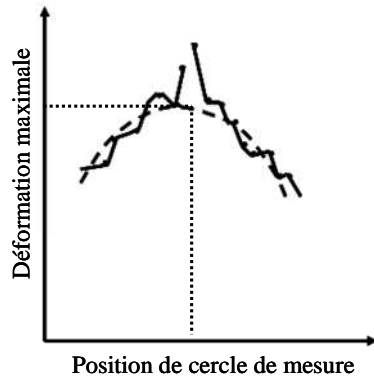


Figure 23 : Détermination de la déformation à l'apparition de la striction par la méthode de Bragard [BRA 72].

1.3.4.3 La méthode de Hecker

La méthode de Hecker [HEC 72] consiste à mesurer les déformations de trois types de cercles sur un embouti rompu : les cercles rompus, les cercles qui montrent une striction localisée et les cercles ne présentant pas de striction visible qui sont au voisinage de la rupture. Les nuages de points de la **Figure 24** correspondent à ces trois types de cercles sur le diagramme des déformations de surface.

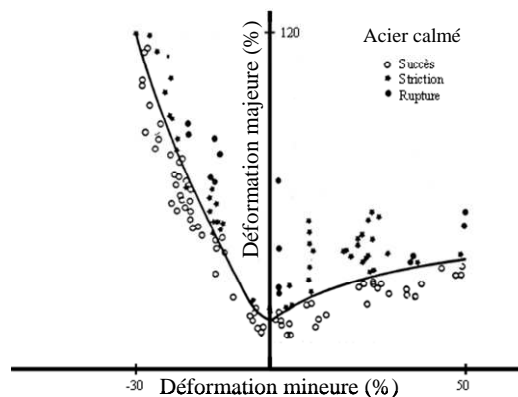


Figure 24 : Courbe limite de formage à striction obtenue avec la méthode de Hecker [HEC 72].

Il est rare d'observer les trois sortes de points sur un même embouti. On procède alors de la manière suivante :

- ✚ d'abord, l'embouti est déformé jusqu'à l'apparition de la striction, les déformations des cercles brisés et non brisés sont mesurées,
- ✚ ensuite, l'embouti est déformé jusqu'à rupture et les déformations des cercles rompus sont mesurées.

1.3.4.4 La méthode de Kobayashi

Kobayashi et al. [KOB 72] ont proposé de déterminer l'apparition de la striction comme étant le moment où une brusque augmentation de la rugosité de surface survient. Ainsi, cette méthode nécessite la mesure de la rugosité du profil sur la zone critique, pour différents taux de déformation. Si son évolution en fonction des déformations montre un changement brutal de la pente, cela correspond à la striction localisée (*Figure 25*).

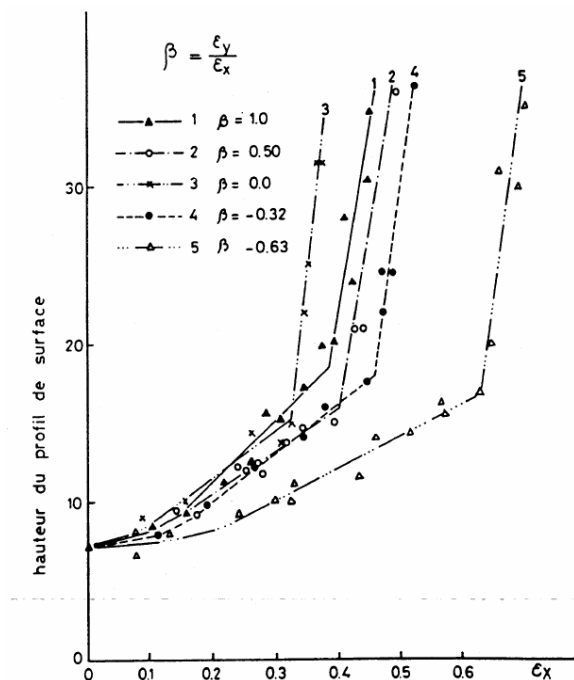


Figure 25 : Détermination de la déformation à l'apparition de la striction par la méthode de Kobayashi [KOB 72].

D'autres méthodes utilisant l'analyse d'images ont été proposées dans la littérature. Ben Tahar [BEN 05] a utilisé l'analyse d'images pour déterminer les courbes limites de formage. Une méthode semblable à celle de Hecker [HEC 72] est utilisée quand il suppose que l'image est assez proche de la rupture. Pour une section perpendiculaire à la ligne de rupture, l'auteur identifie le maximum de déformation admissible avant rupture (*Figure 26 a*). Pour une image prise après rupture, il utilise la technique de Bragard [BRA 72] pour estimer la déformation à striction. Ensuite, il rapporte sur le diagramme de Hecker la déformation à striction en tant que déformation avec défaut (*Figure 26 b*).

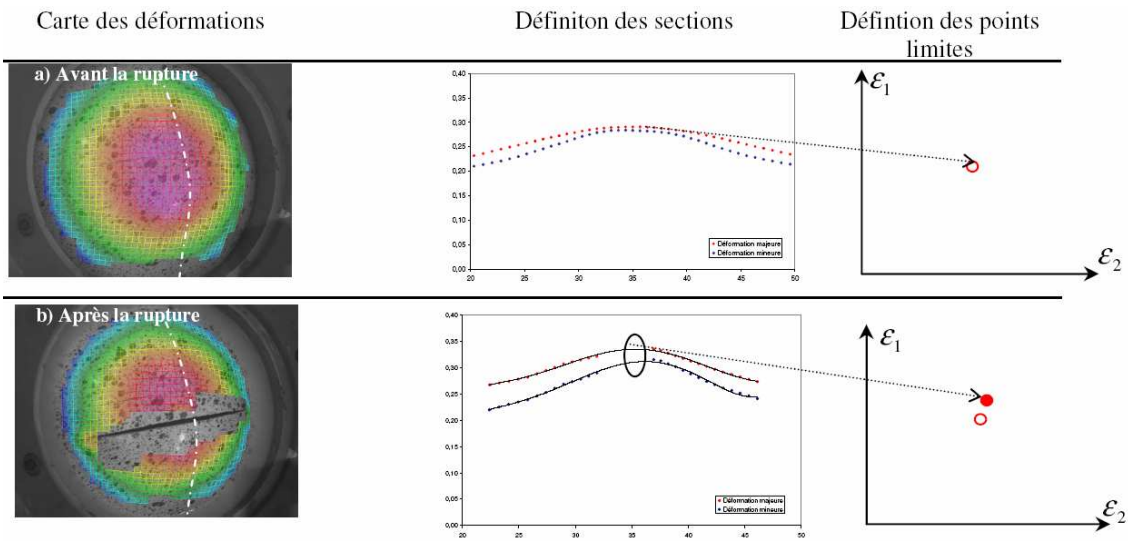


Figure 26 : Définition des points limites avant la rupture [BEN 05].

Divers auteurs ont étudié expérimentalement l'apparition de la striction en exploitant la technique d'analyse d'images [VAC 99_1], [PIR 04], [TAB 05], [MAC 08].

Par contre, il y a peu de bibliographie sur les méthodes de détermination des courbes limites de formage des matériaux de faible épaisseur. Balland et al. [BAL 07] ont proposé une méthode de détermination des déformations à l'apparition de la striction sur des matériaux nano-structurés de faible épaisseur. Les flans, ayant une épaisseur de 0,22 mm avec différentes géométries de largeur (5, 9,5, 13,5, 15, 16,5 et 19 mm), ont été emboutis afin d'étudier des trajets de déformation compris entre la traction uniaxiale et l'expansion. Cette méthode exploite la technique d'analyse d'images et s'appuie sur l'analyse des trajets de déformations. Les auteurs supposent que la striction apparaît quand il y a un changement de pente des trajets de déformation (**Figure 27**).

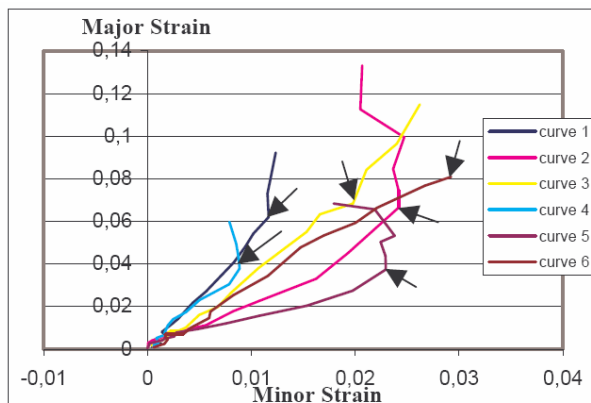


Figure 27 : Exemples de trajets de déformation des points de la zone critique (largeur 19 mm) [BAL 07].

La courbe limite de formage obtenue avec l'un des matériaux nano-structurés est présentée sur la **Figure 28**.

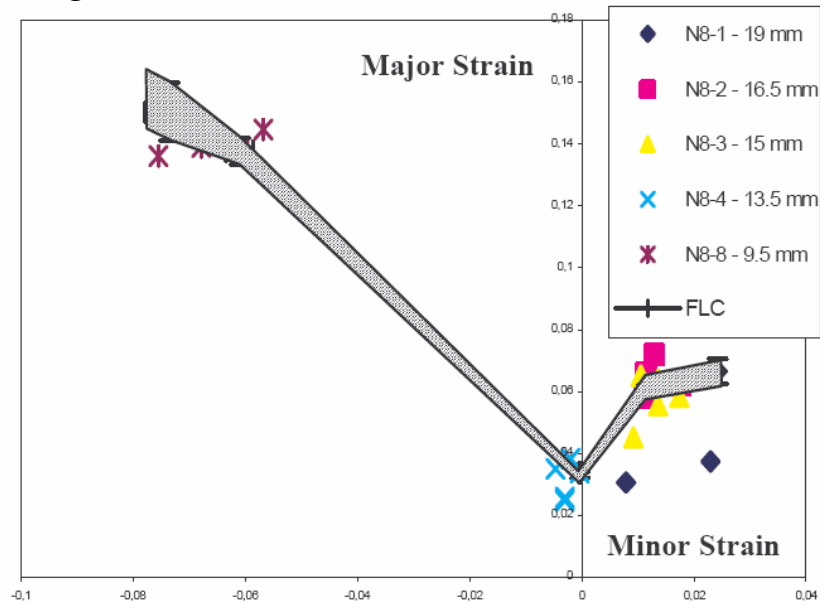


Figure 28 : Courbe limite de formage [BAL 07].

Un aperçu général sur la détermination expérimentale des courbes limites de formage a été donné, en particulier sur les essais utilisés, sur les mesures des déformations et sur les méthodes utilisées pour détecter le début de la striction.

L'obtention des courbes limites de formage expérimentales reste un travail difficile. Des dispersions importantes peuvent être observées sur les résultats. Pour modéliser l'apparition de la striction et comparer les résultats théoriques et expérimentaux, il est nécessaire de maîtriser au mieux la partie expérimentale.

Dans la suite, les méthodes de détermination théoriques des courbes limites de formage sont présentées.

1.4 Détermination théorique des courbes limites de formage

La méthode des éléments finis est souvent utilisée pour simuler les essais mécaniques permettant de déterminer les courbes limites de formage qualifiées alors de numériques. Pour analyser les résultats issus de ces simulations, il est nécessaire d'établir un critère de début de striction. C'est dans ce cadre que différents critères sont proposés pour détecter la striction qui est un phénomène complexe qui précède immédiatement la rupture. Deux types de strictions peuvent être rencontrés (sur l'essai de traction) : la striction diffuse (**Figure 29**) qui se manifeste par une diminution de la largeur sur une grande zone de l'éprouvette pendant l'essai de traction alors que la striction localisée (**Figure 29**) est indiquée par l'apparition d'une bande de striction précédant la rupture.

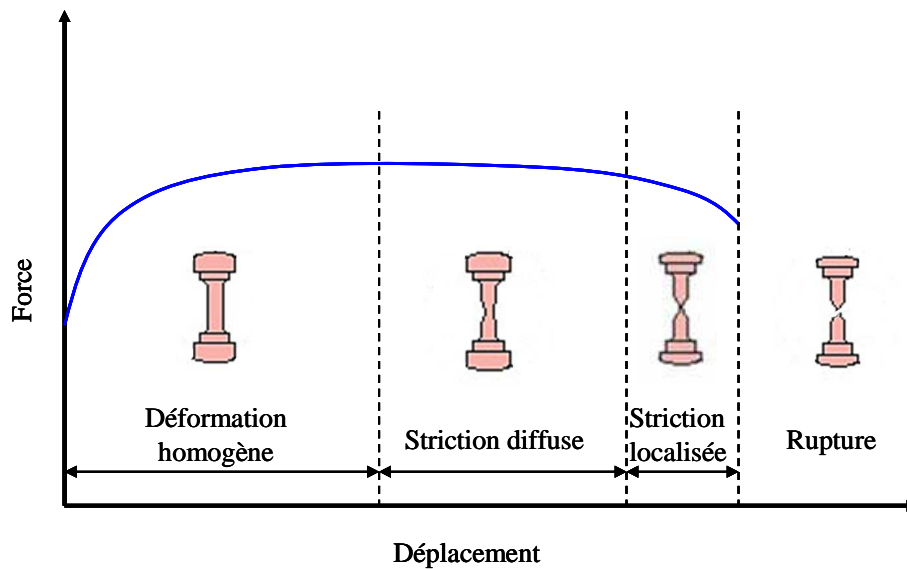


Figure 29 : Les différents types de striction illustrés sur l'essai de traction.

Différentes études ont été effectuées sur les critères de localisation théoriques. Les critères sont soit fondés sur la description du comportement du matériau, soit sur un défaut géométrique du matériau, soit sur la discontinuité du champ de vitesse de déformation, soit sur l'exploitation des résultats issus de la simulation numérique.

1.4.1 Critères de force maximale

1.4.1.1 Critère de Considère

Le critère de Considère [CON 1885] est la première approche théorique qui permet de résoudre l'instabilité plastique en traction uniaxiale. La force de traction passe par un maximum au cours du temps. La localisation diffuse se produit quand la force atteint ce maximum (*Figure 30*).

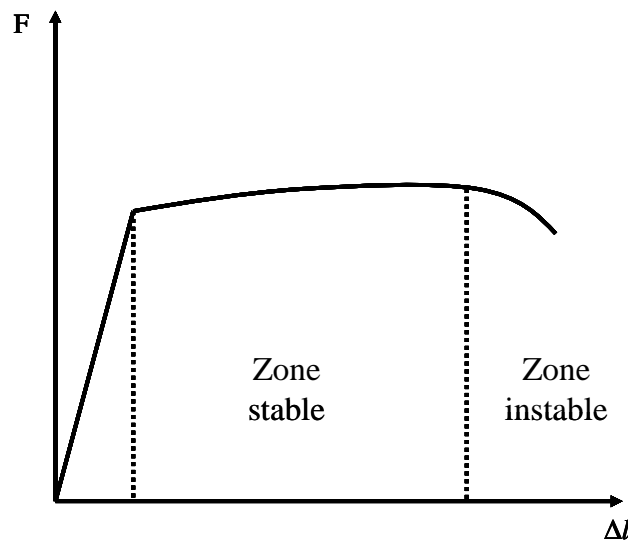


Figure 30 : Courbe force-déplacement en essai de traction uniaxiale.

La zone des déformations plastiques est séparée par deux parties : la zone des déformations plastiques stables et la zone des déformations plastiques instables. Dans la zone des déformations plastiques stables, le critère suppose que le comportement est homogène, les champs sont uniformes et le matériau est incompressible. Quand la force F est maintenue constante, les champs de vitesse de déformation sont non nuls pour un comportement instable et nuls pour un comportement stable. Ce critère montre une confrontation entre la diminution de section et l'écroutissement. Au début, c'est l'écroutissement qui prédomine sur la diminution de section, ensuite les rôles sont inversés.

D'après Considère, le début de la localisation diffuse se traduit par la condition suivante :

$$dF=0 \text{ (la force appliquée passe par un maximum)} \quad (7)$$

$$\text{avec } F = \sigma * S \quad (8)$$

où σ représente la contrainte et S la surface en traction.

Or, on a :

$$dF = d\sigma.S + \sigma.dS = 0 \quad (9)$$

$S = le$ représente la section avec l la largeur de l'échantillon et e l'épaisseur donc la relation entre la contrainte, la largeur et l'épaisseur s'écrit :

$$\frac{d\sigma}{\sigma} = -\frac{dS}{S} = -\frac{dl}{l} - \frac{de}{e} \quad (10)$$

Le volume est donné par : $V = L \times l \times e$ avec L la longueur de l'échantillon. La condition d'incompressibilité du matériau est exprimée par $dV = 0$, alors :

$$\frac{dL}{L} = -\frac{dl}{l} - \frac{de}{e} = d\varepsilon \quad (11)$$

D'après les équations (10) et (11), on obtient le critère de Considère exprimé en grandeurs vraies:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \sigma \quad (12)$$

1.4.1.2 Critère de Swift

Swift [SWI 52] a étendu le critère de Considère aux tôles minces dans le cas d'un chargement biaxial. Selon le critère de Swift qui est un critère de striction diffuse, on suppose qu'il y a striction quand les composantes de la force suivant les axes principaux de contraintes passent en même temps par un maximum. Si l'on estime que le matériau obéit à une loi de type Hollomon ($\sigma = K\varepsilon^n$ avec n le coefficient d'écroutissement et K une constante), la déformation majeure pour la striction diffuse est donnée par :

$$\varepsilon_{1(crit)} = \frac{2n(1 + \alpha + \alpha^2)}{(\alpha + 1)(2\alpha^2 - \alpha + 2)} \quad (13)$$

où n est le coefficient d'érouissage et α le rapport des déformations

$$\alpha = \frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} \quad (14)$$

La striction diffuse apparaît en expansion ($\alpha=1$), en traction large ($\alpha=0$) et en traction uniaxiale ($\alpha=-1/2$) (**Figure 31**) quand la déformation critique est égale au coefficient d'érouissage n .

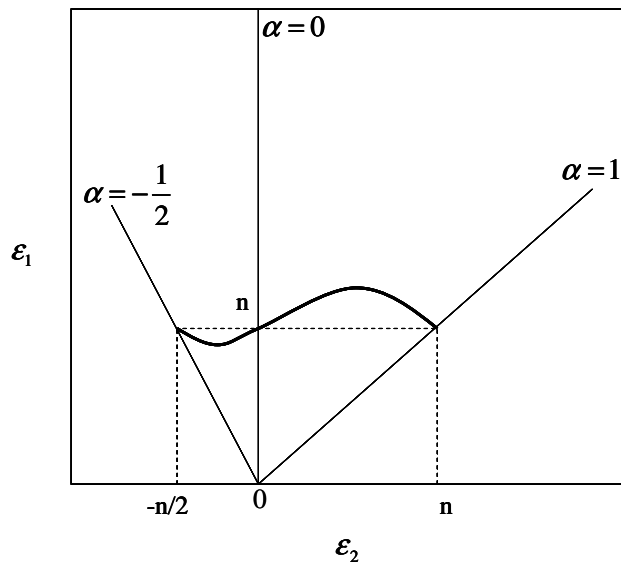


Figure 31 : Courbe limite de formage avec le critère de Swift.

1.4.1.3 Critère de Hill

Le type de critère proposé par Hill [HIL 52] est un critère de striction localisée. Ce critère est fondé sur des remarques expérimentales faites sur des tôles en traction : la striction localisée apparaît le long d'une ligne inclinée par rapport à l'axe de sollicitation, le matériau peut se déformer dans la direction \vec{n} normale à la ligne inclinée de direction \vec{t} et dans la direction de l'épaisseur (**Figure 32**).

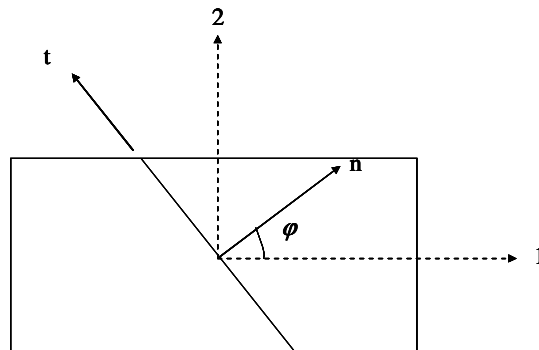


Figure 32 : Modèle de Hill.

La déformation suivant l'axe \vec{t} en fonction des déformations principales suivant les axes 1 et 2 et de φ (angle entre la direction normale et la direction inclinée) est donnée par :

$$d\varepsilon_t = \sin^2 \varphi * d\varepsilon_1 + \cos^2 \varphi * d\varepsilon_2 \quad (15)$$

Si $d\varepsilon_t$ est nulle alors :

$$\tan^2(\varphi) = -\frac{d\varepsilon_2}{d\varepsilon_1} = -\gamma \quad (16)$$

où γ représente la trajectoire de déformation.

Donc $\varphi = \sqrt{\text{Arc tan}(-\gamma)}$ est vérifié que si $\gamma < 0$ c'est-à-dire dans le domaine de retein ($\varepsilon_2 < 0$). On ne peut pas utiliser ce critère en expansion.

Quand la force F_n portée par l'axe n passe par un maximum, alors la striction le long de l'axe \vec{t} se produit. Si σ_n est la contrainte normale suivant l'axe \vec{n} et S_t la section de l'éprouvette suivant l'axe \vec{t} alors $F_n = \sigma_n * S_t$ et :

$$\frac{dF_n}{F_n} = \frac{d\sigma_n}{\sigma_n} + \frac{dS_t}{S_t} = 0 \quad (17)$$

or on a :

$$\frac{d\sigma_n}{\sigma_n} = \frac{d\sigma_1}{\sigma_1} = \frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}} \quad (18)$$

$$\frac{dS_t}{S_t} = \frac{de}{e} = d\varepsilon_3 \quad (19)$$

où e est l'épaisseur.

Les relations de LEVY-MISES sont données par les relations suivantes :

$$\frac{d\varepsilon_1}{2-\beta} = \frac{d\varepsilon_2}{2\beta-1} = -\frac{d\varepsilon_3}{1+\beta} = \frac{d\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1-\beta+\beta^2}} \text{ avec } \beta = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad (20)$$

où σ_1 et σ_2 représentent les contraintes principales.

D'après l'équation (19), $d\varepsilon_3$ est donné par :

$$d\varepsilon_3 = \frac{-(1+\beta)d\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1-\beta+\beta^2}} = \frac{dS_t}{S_t} \quad (21)$$

En remplaçant les relations (18), (19) et (21) dans (17) on obtient la relation suivante :

$$\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}} = \frac{(1+\beta)d\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1-\beta+\beta^2}} \quad (22)$$

Si l'on applique ce critère à un matériau de type Hollomon, d'après la relation (22) on a :

$$n = \frac{(1+\beta)\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1-\beta+\beta^2}} \quad (23)$$

D'après la relation (23), on a :

$$\varepsilon_1 = \frac{(2 - \beta)\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1 - \beta + \beta^2}} \text{ et } \varepsilon_2 = \frac{(2\beta - 1)\bar{\varepsilon}}{2\sqrt{1 - \beta + \beta^2}} \quad (24)$$

Alors d'après les équations (23) et (24) :

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 = n \quad (25)$$

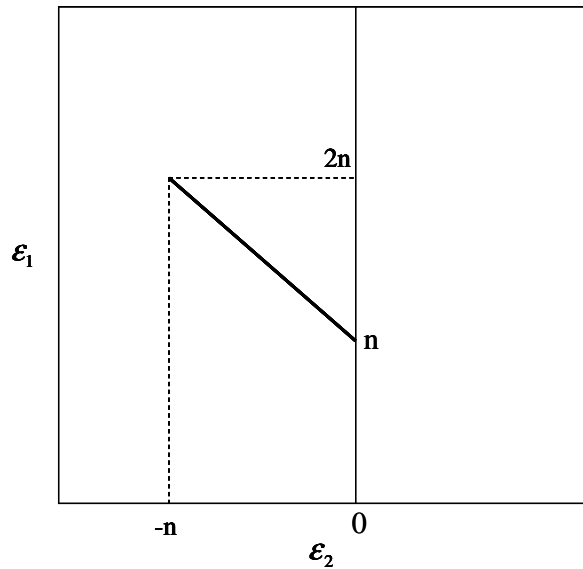


Figure 33 : Courbe limite de formage avec le critère de Hill.

La droite passant par le point (0, n) en traction large et le point (-n, 2n) en traction uniaxiale représente la courbe limite de formage (**Figure 33**) obtenue avec le critère de striction de Hill.

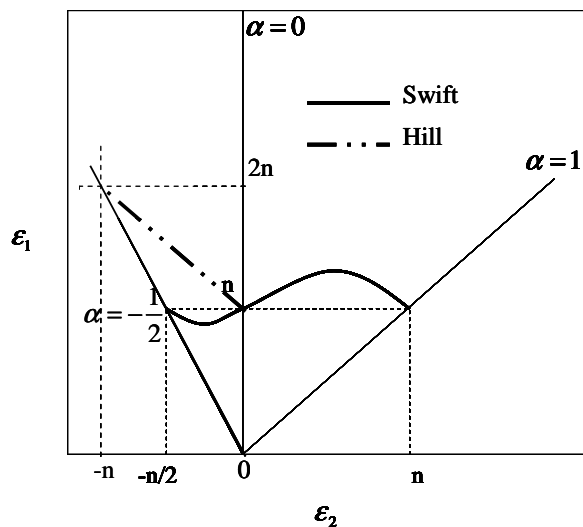


Figure 34 : Courbes limites de formage avec les critères de Swift et Hill.

La **Figure 34** présente les courbes limites de formage obtenues avec les critères de Hill et de Swift. La théorie de Hill qui est un critère de striction localisée, permet de déterminer la courbe limite de formage dans le domaine de retreint alors qu'avec la théorie de Swift (critère de striction diffuse), on obtient la courbe dans le domaine d'expansion et de retreint.

1.4.1.4 Critère de Ramaekers et Bongaerts

Un critère de striction localisée dans le domaine de l'expansion a été établi par Ramaekers et Bongaerts [RAM 94]. Ce critère est validé si les conditions suivantes sont vérifiées :

- la striction localisée est liée à l'instabilité de l'effort : $dF=0$,
- théoriquement et expérimentalement, il est constaté que la striction se produit en état de déformation plane. Cela signifie qu'il y a un saut pour passer du trajet courant vers un trajet de déformation plane : $d\varepsilon_2 = 0$,
- malgré le saut dans le trajet de déformation, la variation du trajet de déformation est nulle.

Ce qui différencie la théorie de Hill de celle de Ramaekers est que l'angle φ présenté sur la **Figure 32** est supposé nul.

1.4.1.5 Critère de Hora (critère de force maximum modifié)

Ce critère proposé par Hora et al. [HOR 96] est une modification du critère de Considère. Les auteurs considèrent que l'état de déformation est plan quand la striction apparaît, et que la contrainte principale maximale σ_I dépend de la déformation principale maximale ε_I et du taux de déformation $\alpha = \frac{\Delta\varepsilon_{II}}{\Delta\varepsilon_I}$.

Le critère que Hora a proposé est le suivant :

$$\frac{\partial \sigma_I}{\partial \varepsilon_I} + \frac{\partial \sigma_I}{\partial \alpha} \frac{d\alpha}{d\varepsilon_I} = 0 \quad (26)$$

Ce critère est ensuite assemblé à un critère d'endommagement par Brunet et al. [BRU 98]. Il a également été appliqué à des critères de plasticité quadratiques et non quadratiques par Knockaert et al. [KN0 01].

1.4.2 Autres critères de localisation

1.4.2.1 Critère de Marciniak-Kuczinski

Ce critère proposé par Marciniak et Kuczinski [MAR 67], [MAR 73] est fondé sur les défauts qui peuvent exister dans le matériau. L'hétérogénéité de l'épaisseur ou la rugosité non uniforme de la surface peuvent être considérées comme des défauts du matériau. Dans ce critère, le défaut analysé est une bande étroite de plus faible épaisseur, perpendiculaire à la direction 1 (**Figure 35**). Les auteurs ont supposé que les défauts du matériau provoquent la formation et la croissance de la striction localisée. Ce critère permet d'étudier la striction localisée dans le domaine de l'expansion.

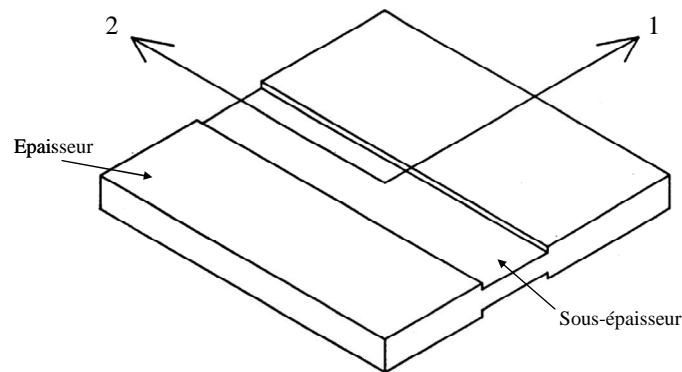


Figure 35 : *Modèle de Marciniak et Kuczinski.*

Le critère de Marciniak et Kuczinski a été généralisé par Hutchinson et Neale [HUT 78]. Les auteurs ont pris en compte les modes de déformations compris entre la traction uniaxiale et l'expansion équibiaxiale. Ce critère a été adapté à des modèles de comportement élasto-plastique. Jalinier [JAL 81] l'a appliqué à l'endommagement, Tvergaard [TVE 78] à l'écroutissement cinématique. Ferron et al. [FER 85], [FER 89] se sont appuyés sur le modèle de Marciniak et Kuczinski pour l'analyse de la localisation. De nombreux auteurs [HAB 94], [FRO 98], [XU 98], [CAO 00], [FRI 00], [BAN 04], [BUT 03] ont appliqué ce modèle à des critères de plasticité anisotrope.

1.4.2.2 Analyse des bifurcations

L'analyse des bifurcations permet de prédire la striction localisée sur tous les modes de déformations qui permettent d'obtenir la courbe limite de formage complète. La méthode de bifurcation vise à étudier une éventuelle discontinuité surfacique du taux de déformations [RUD 75]. Cette méthode s'applique pour les matériaux ayant un comportement élasto-plastique. Le comportement du matériau est stable quand la déformation est homogène avec une surface d'écoulement plastique ayant une forme elliptique et un gradient de déformation uniforme. D'après l'analyse des bifurcations, quand une courbure importante est observée sur la surface de charge, le début d'instabilité plastique apparaît et le champ de gradient de vitesse devient hétérogène.

Le critère de Cordebois [COR 83] peut être appliqué si les hypothèses suivantes sont vérifiées : grandes déformations, le comportement du matériau est élasto-plastique, l'endommagement est considéré négligeable avant le début de l'instabilité plastique, les contraintes sont uniformes au début de la striction et le début de la striction correspond à l'instant où le régime de la région étudiée est instable.

Le mode de striction diffuse est différent de celui de la striction localisée car il existe des directions matérielles le long desquelles la déformation ne se développe pas, elles sont nommées blocages. Cordebois a alors exprimé les caractéristiques de chaque mode de déformation grâce à des conditions en vitesses à la limite de la zone strictionnée. L'auteur spécifie un encadrement des phénomènes de striction par deux critères :

- ✚ le mode de striction diffuse qui est le cas le plus défavorable car aucune condition en vitesse n'est imposée sur la frontière du domaine considéré. Ce cas est général et s'applique à n'importe quel type de contrainte.
- ✚ concernant le mode de striction localisée, un grand nombre de blocages est soumis aux frontières du domaine étudié. Les vitesses appliquées sur le plan de la tôle sont nulles, seule l'épaisseur est libre. Ce mode n'est utilisable qu'en contrainte plane.

Le critère de striction diffuse correspond au critère de Swift alors que celui de striction localisée coïncide avec le critère de Hill.

Tous les critères de localisation proposés précédemment sont fondés sur la mécanique des milieux continus en particulier sur la théorie de l'écoulement plastique.

1.4.2.3 Critères fondés sur l'analyse des résultats issus de la modélisation des essais mécaniques

Diverses méthodes de détermination numérique des courbes limites de formage, fondées sur l'analyse des résultats issus de la modélisation des essais de Marciniak et de Nakazima, ont été proposées dans la littérature. En utilisant l'essai Nakazima, Brun et al. [BRU 99] ont étudié l'évolution de la déformation dans l'épaisseur des tôles pour détecter le début de la striction et obtenir les courbes limites de formage. Geiger et Merklein [GEI 03] ont également utilisé cet essai pour analyser le gradient des déformations majeures. Les auteurs supposent que ce gradient change rapidement quand la striction localisée se produit (*Figure 36*).

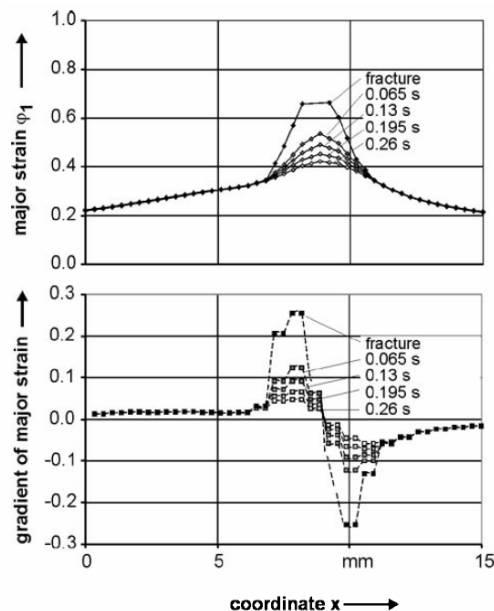


Figure 36 : Courbes des déformations majeures et des gradients de déformations majeures [GEI 03].

Pour détecter l'apparition de la striction, Petek et al. [PET 05] ont utilisé la première et la seconde dérivée temporelle dans l'épaisseur, avec l'essai Marciniak. Une nouvelle approche, permettant d'identifier l'apparition de la striction localisée par des méthodes expérimentales et numériques, a été proposée par Volk [VOL 06]. En calculant la vitesse de déformation, l'identification a été réalisée avec les deux effets suivants : l'augmentation du nombre de points avec une vitesse de déformation élevée (dans la zone de localisation) et la diminution de la vitesse de déformation en dehors des bandes de localisation.

1.5 Influence de l'épaisseur et de la taille des grains sur les courbes limites de formage

Keeler et Brazier [KEE 69] ont montré expérimentalement que le niveau de la courbe limite de formage diminue avec l'épaisseur et le coefficient d'érouissage n . Ils ont approximé cet effet par :

$$FLD_0 = n(1 + 0,72S_0) \text{ pour } n \leq 0,2 \quad (27)$$

$$FLD_0 = 0,2(1 + 0,72S_0) \text{ sinon} \quad (28)$$

avec S_0 l'épaisseur et n le coefficient d'érouissage.

Les résultats sont présentés sur la **Figure 37** :

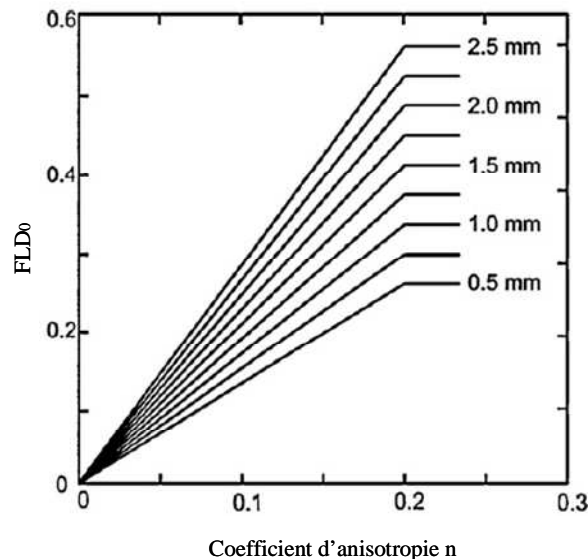


Figure 37 : Effet de l'épaisseur sur les courbes limites de formage [KEE 69].

Cet effet d'épaisseur sur les courbes limites de formage a été confirmé expérimentalement pour de l'acier doux (**Figure 38**) par Hasek et Lange [HAS 80].

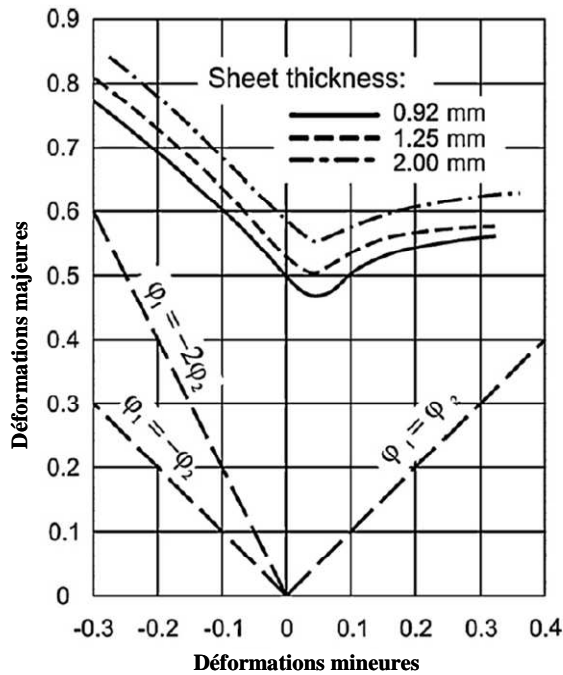


Figure 38 : Effet de l'épaisseur sur les courbes limites de formage pour de l'acier doux [HAS 80].

Diehl et al. [DIE 07] ont réalisé des essais de gonflement hydraulique sur du Se-Cu 58 et de l'Al 99,5 avec différentes épaisseurs (500, 200, 100, 50 et 25 μm). Les courbes limites de formage obtenues (**Figure 39**) montrent que la formabilité diminue quand l'épaisseur diminue.

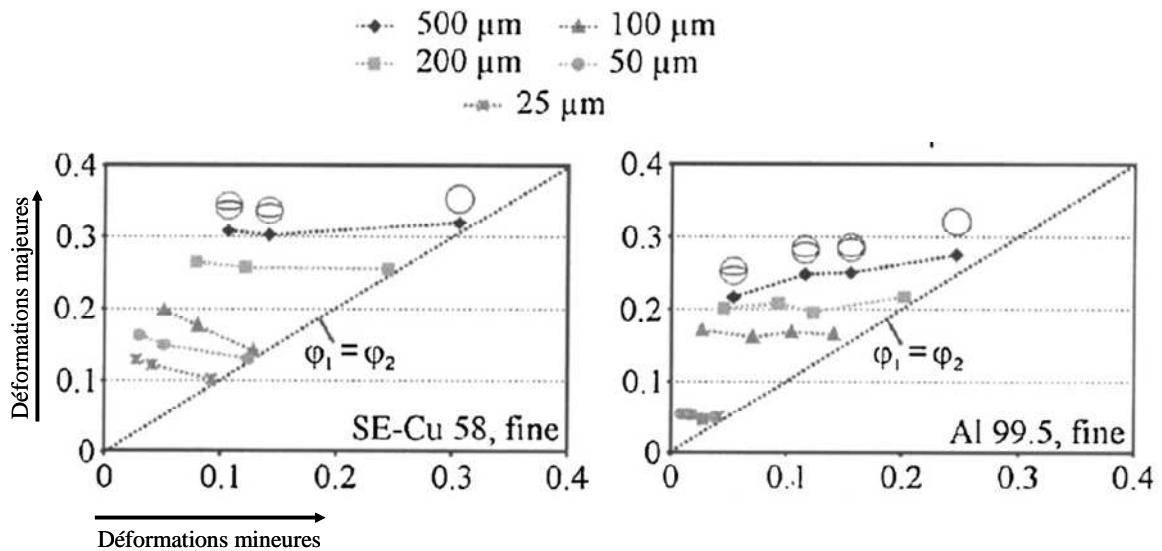


Figure 39 : Effet de l'épaisseur sur les courbes limites de formage pour du Se-Cu 58 et de l'Al 99,5 [DIE 07].

Les effets de la taille des grains sur la formabilité de l'aluminium 1050 d'épaisseur 0,5 mm ont été étudiés par Di et al. [DI 03] sur des essais de traction et des tests de formabilité avec des échantillons de différentes tailles. Les résultats montrent que la taille des grains a un effet positif sur la position des courbes limites de formage [DI 03] (*Figure 40*).

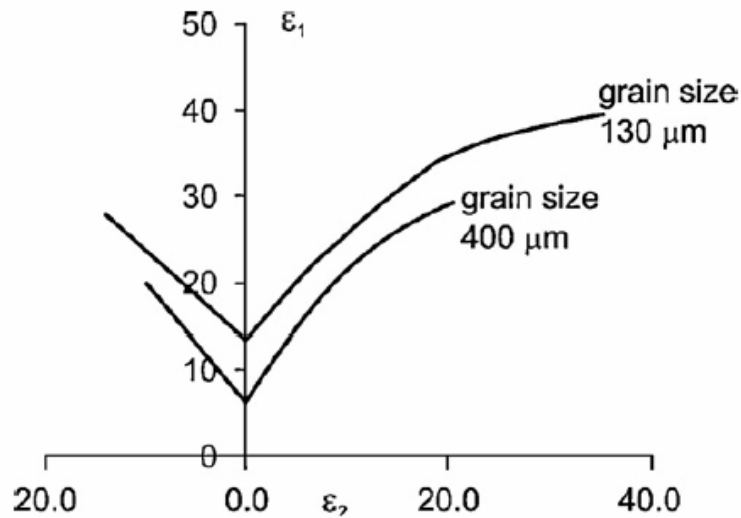


Figure 40 : Courbes limites de formage avec la variation de la taille des grains [DI 03].

Les effets de l'épaisseur et du rapport épaisseur/ taille des grains ont été étudié sur du CuZn30 brut et recuit par Shuaib [SHU 08]. Différents trajets de déformations ont été testés avec différents épaisseurs (2 mm, 1 mm et 200 μm). Les déformations ont été mesurées avec le logiciel ASAME (Automatic Strain Analysis and Measurement Environnement). Les tailles des grains du matériau brut et du matériau recuit sont présentées dans les *Tableaux 5* et *6*.

Epaisseur (μm)	Taille des grains (μm)	λ (épaisseur/taille des grains)
2000	55,5	36,1
1000	29,9	33,5
200	16	12,5

Tableau 4 : CuZn30 brut [SHU 08].

Epaisseur (μm)	Température de recuit (°C)	Temps de recuit (h)	Taille des grains (μm)	λ (épaisseur/taille des grains)
2000	700	7	476,2	4,2
1000	700	1	238,1	4,2
200	600	3	48,8	4,1

Tableau 5 : CuZn30 recuit [SHU 08].

Les courbes limites de formage obtenues avec les diverses épaisseurs du CuZn30 brut et recuit sont présentées sur les *Figures 41* et *42*.

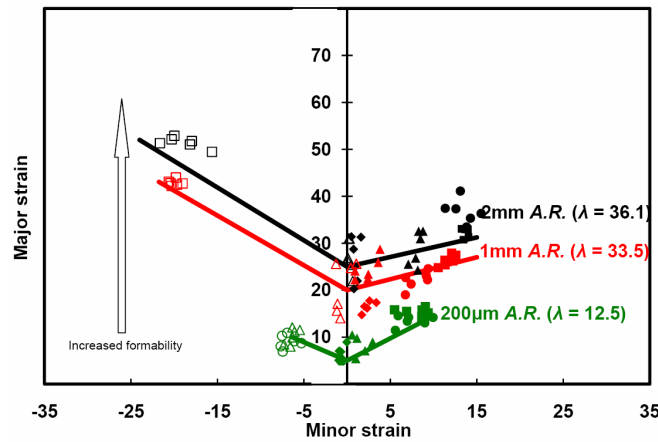


Figure 41 : Courbes limites de formage pour le CuZn30 brut [SHU 08].

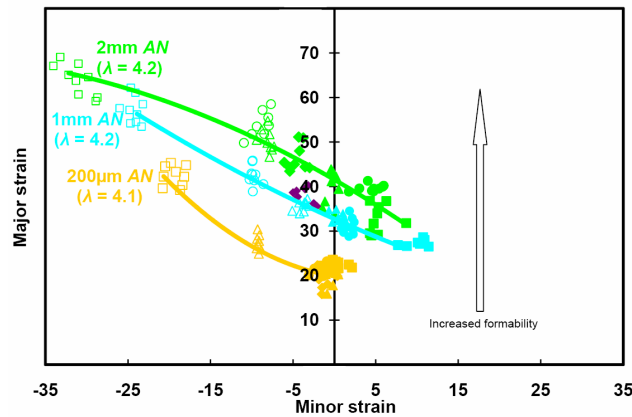


Figure 42 : Courbes limites de formage pour le CuZn30 recuit [SHU 08].

Les résultats montrent que la formabilité diminue avec la diminution de l'épaisseur, de la taille des grains et du rapport épaisseur/ taille des grains.

1.6 Conclusions

Dans ce premier chapitre, une étude bibliographique sur les technologies de micro-formage, les déterminations expérimentale et théorique des courbes limites de formage a été menée. Les travaux effectués dans la littérature sur l'influence des effets d'échelles sur les courbes limites de formage ont également été présentés.

Nous avons vu que les problèmes rencontrés en micro-formage peuvent être liés au matériau, aux procédés, aux outils ou/et aux machines-équipements [ENG 02].

Dans ce travail, on va s'intéresser aux problèmes liés au matériau et plus particulièrement à l'influence de la taille des grains sur la contrainte d'écoulement et à son introduction dans la loi de comportement. Pour prendre en compte les effets de taille dans la loi de comportement en micro-formage, la théorie de la plasticité conventionnelle peut être utilisée [MIC 03]. En général, une fonction de correction est ajoutée au modèle de Swift, Hollomon, Voce ou Prager. Un modèle, prenant en

compte l'épaisseur et la taille des grains [YEH 08], a été choisi pour la suite de nos travaux.

Nous avons examiné les différents essais mécaniques permettant d'obtenir les courbes limites de formage, les différentes techniques de mesure des déformations, les méthodes expérimentales qui aident à analyser le début de la striction. Dans ce travail de thèse, l'essai mécanique retenu pour la détermination des courbes limites de formage est l'essai Marciniak [MAR 67] car :

- ✚ il permet d'obtenir tous les modes de déformations conduisant à la rupture de la traction uniaxiale à l'expansion biaxiale,
- ✚ la rupture apparaît sur la partie plane du flan, ce qui rend les déformations faciles à mesurer,
- ✚ un outillage unique est réalisé.

Pour la mesure des déformations, la technique d'analyse d'images a été choisie car elle permet d'obtenir plus facilement les déplacements et les déformations sur tout le flan. Concernant la détection du début de striction, plusieurs méthodes seront utilisées pour analyser nos essais de micro-emboutissage. Ces méthodes utilisent les images stockées par le logiciel d'analyse d'images lors des essais. Ces méthodes sont fondées soit sur l'apparition d'un défaut visible [SEN 08], soit sur le changement de pentes des trajets de déformations [BAL 07], soit sur l'analyse des profils de déformations instantanées s'inspirant de la méthode Bragard [BRA 72], soit sur l'étude de l'évolution des profils de déformations [SEN 08].

Des critères permettant de déterminer théoriquement les courbes limites de formages ont été étudiés. Parmi ces critères, nous trouvons le critère de force maximale fondé sur la description du comportement du matériau qui regroupe le critère de Considère [CON 1885], Swift [SWI 52] et Hill [HIL 52]. Différents auteurs [RAM 94], [HOR 96], [KNO 01] ont modifié le critère de force maximale. Le critère de Marciniak-Kuczinski fondé sur un défaut géométrique du matériau a été modifié par plusieurs auteurs [HUT 78], [TVE 78], [JAL 81] [FER 85], [FER 89], [FRI 00] et [BAN 04]. L'analyse des bifurcations repose sur la discontinuité de la vitesse du champ de déformation [COR 83].

Des méthodes, fondées sur l'analyse des résultats issus de la simulation numérique des essais de Marciniak ou Nakazima, sont également présentées [BRU 99], [GEI 03], [PET 05], [VOL 06].

Nous allons reprendre quelques-uns de ces critères pour tracer les courbes limites de formage obtenues à l'aide d'essais numériques.

L'influence qu'ont l'épaisseur du flan et la taille des grains sur les courbes limites de formage a été étudiée par divers chercheurs [HAS 80], [DIE 07] et [SHU 08]. Les résultats montrent que la formabilité diminue avec la diminution de l'épaisseur et de la taille des grains.

2 Chapitre II : Techniques expérimentales de
caractérisation et matériau

2.1 Introduction

Ce chapitre expose les différentes méthodes expérimentales que nous avons utilisées au cours de notre étude. Le matériau traité pour nos essais expérimentaux est l'aluminium 1050A (99,5 %). Dans ce travail de recherche, l'aluminium pur a été choisi car c'est un matériau fréquemment mis en œuvre dans divers secteurs industriels, de plus il est souvent utilisé dans les études de micro-formage [RAU 99], [RAU 99_1], [VOL 04], comme nous l'avons vu dans l'étude bibliographique. De plus, nous maîtrisons la méthode de l'écrouissage critique pour obtenir des mono et multicristaux sur ce matériau.

Nous présentons d'abord l'outil de mesure des déformations qui sera déployé lors de l'identification des paramètres élasto-plastiques de notre matériau et lors de la mesure des déformations en micro-emboutissage. Ensuite l'essai de traction, choisi pour caractériser le comportement mécanique du matériau, est décrit. Dans le but de modéliser le comportement du matériau sous sollicitation dans un code de calcul par éléments finis, nous avons identifié les paramètres du matériau comme la limite élastique, le module d'Young, les coefficients d'anisotropie.

La taille moyenne des grains est calculée car elle sera utilisée dans la loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur choisie dans la littérature [YEH 08]. La taille des grains hétérogènes sont également déterminées car elles permettront de faire varier la taille des grains dans le modèle de comportement. De plus, nous avons produit de gros monocristaux et multicristaux par la méthode de l'écrouissage critique à partir de la tôle brute pour les emboutir. Une fois ces échantillons produits, l'orientation de chacun des grains a été mesurée avec un diffractomètre 4 cercles.

2.2 Matériau

Le matériau utilisé est de l'aluminium 1050A (99,5 %) dont la composition chimique, donnée par le fournisseur, est présentée dans le **Tableau 6**. Il a été reçu sous forme de tôles d'épaisseur 0,5 mm et de dimensions 1000 x 2000 mm².

Aluminium 99,5 %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
1050A	0,25	0,4	0,05	0,05	0,05	0,07	0,05

Tableau 6 : Composition chimique du matériau.

Pour obtenir les éprouvettes d'épaisseurs 0,2 mm, un laminoir a été utilisé.

Le laminage des tôles est un procédé de fabrication par déformation plastique consistant à réduire leur épaisseur à l'aide de deux rouleaux tournant en sens inverse. Le laminoir du laboratoire (**Figure 43**) est composé de deux rouleaux superposés, le rouleau inférieur est fixe, la position du rouleau supérieur est réglable grâce à la manette située en haut de la machine. La compression entre les deux rouleaux permet de réduire l'épaisseur des tôles.

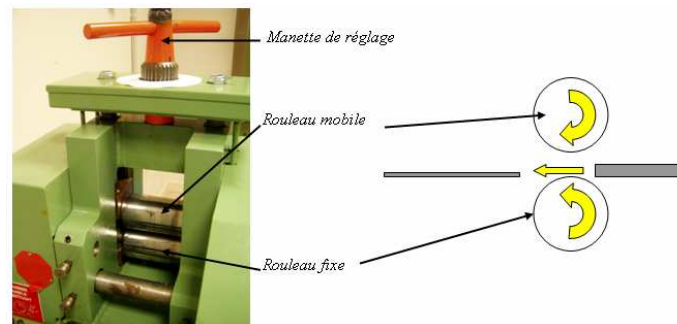


Figure 43 : Laminoir du laboratoire SYMME.

Après laminage, les éprouvettes ont été recuites à une température de 600°C pendant deux heures pour éliminer l'écrouissage dû au laminage.

2.3 Mesure des déformations avec le logiciel 7D

Pour mesurer les déformations en traction et en micro-emboutissage, nous avons opté pour la méthode par analyse d'images. Le logiciel de corrélation d'images 7D est développé au laboratoire [VAC 99]. Ce logiciel permet d'obtenir le champ de déplacement entre deux images et donc de calculer le champ de déformations sur toute la surface de l'échantillon. L'analyse des déplacements et des déformations peut être effectuée en 2 ou 3 dimensions.

2.3.1 Analyse d'images en 2D

La technique d'analyse d'images en 2D (**Figure 44**) nécessite de disposer d'une surface à niveau de gris aléatoire, obtenue en déposant un mouchetis de peintures noire et blanche sur la surface de l'échantillon.

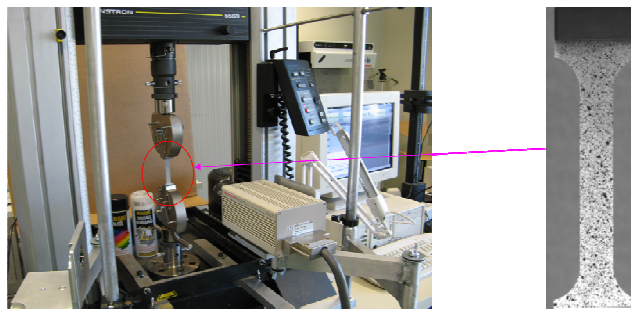


Figure 44 : Montage pour enregistrer les images de la surface pendant un essai de traction.

La surface de l'éprouvette est filmée par une caméra numérique Hamamatsu, de résolution 1280*1024 pixels monochromes et de fréquence maximale d'acquisition d'images de 9 Hz. Le logiciel utilise alors deux prises de vue, une première considérée comme image initiale et une deuxième considérée comme image finale ou déformée [VAC 99]. La technique consiste alors à retrouver la position de motifs correspondant aux sommets d'une grille virtuelle de l'image initiale (10 x 10 pixels par défaut) sur l'image finale.

2.3.2 La technique de numérisation 3D par stéréo-corrélation

L'objectif initial du logiciel de numérisation 3D par stéréo-corrélation, développé au laboratoire, est de mesurer des champs de déplacements et de déformations sur des surfaces gauches [VAC 03]. Deux appareils photos numériques permettent d'effectuer la prise des images stéréoscopiques de manière simultanée (**Figure 45**). Pour le calcul des déformations à la surface de pièces non planes, une double numérisation 3D effectuée avant et après déformation est utilisée. L'image de référence utilisée est l'image initiale enregistrée par l'appareil 1.

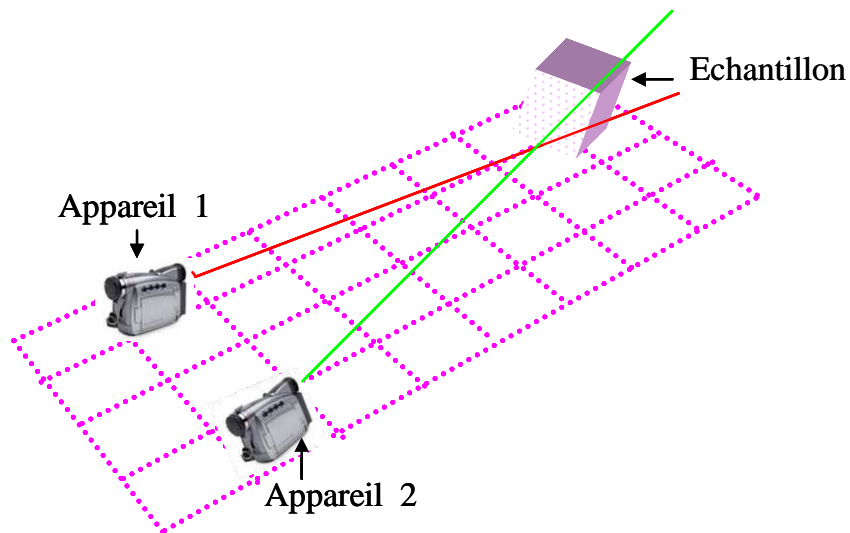


Figure 45 : Position des deux appareils photos numériques par rapport à l'échantillon.

Tous les calculs de corrélation seront basés sur cette image. Pour numériser la pièce en 3D avant déformation, un premier calcul de stéréo-corrélation est effectué entre les deux images initiales. La numérisation 3D de la pièce déformée et le calcul des champs des déformations à la surface non plane sont obtenus avec les calculs de corrélation entre l'image de référence et les deux images finales. Le traitement des coordonnées des points 3D obtenues avant et après déformation, permet d'extraire les valeurs des déformations.

2.4 Essai de traction uniaxiale

2.4.1 Définition de l'essai

L'essai de traction uniaxiale consiste à exercer une déformation croissante jusqu'à rupture sur une éprouvette normalisée (**Figure 46**) de longueur initiale de la zone utile L_0 et de section initiale $S_0 = e_0 * l_0$ avec l_0 la largeur initiale et e_0 l'épaisseur initiale. Pour que les déformations soient les plus homogènes possibles, l'éprouvette est composée d'une zone utile où se concentrent les déformations pendant l'essai et de deux têtes séparées de la zone utile par des congés de raccordement.

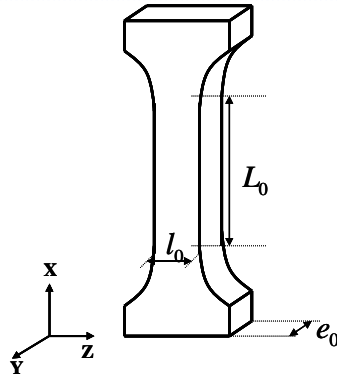


Figure 46 : Eprouvette normalisée de traction.

Les données qui sont associées à l'essai de traction sont :

- le temps (s),
- la déformation nominale calculée à partir du déplacement de l'extensomètre qui se détermine par : $\varepsilon_n = \Delta L / L_0$,
- la charge mesurée grâce au capteur de force situé dans la traverse notée F (N),
- la contrainte nominale est alors déterminée par : $\sigma_n = F / S_0$ (MPa).

La contrainte vraie $\sigma_v = F / S$ (S est la section à l'instant considéré) peut également être obtenue à partir de la déformation nominale et de la contrainte nominale. Elle est donnée par la formule suivante :

$$\sigma_v = \sigma_n (1 + \varepsilon_n) \quad (29)$$

La déformation vraie $\varepsilon_v = \Delta L / L$ peut aussi être calculée à partir de l'équation suivante :

$$\varepsilon_v = \ln(1 + \varepsilon_n) \quad (30)$$

2.4.2 Forme classique de la courbe de traction

Le diagramme de traction correspond à l'évolution de la contrainte nominale σ_n en fonction de la déformation nominale ε_n (**Figure 47**).

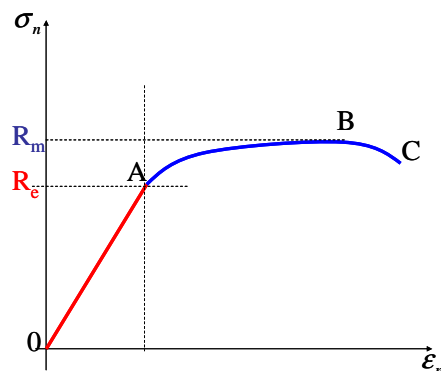


Figure 47 : Diagramme conventionnel de traction.

OA représente le domaine élastique à déformation réversible. $\sigma_n = E * \varepsilon_n$. **E** correspond au module d'Young. Le point **A** est la limite du domaine élastique.

AB est le domaine de déformation permanente homogène ou de déformation plastique répartie. Le point **B** correspond au point de charge maximale ou au début de la striction. **BC** représente le domaine de striction ou de déformation plastique localisée. **C** est le point de rupture de l'éprouvette.

La **limite d'élasticité** R_e est la limite entre les zones élastique et plastique. La **résistance de la traction** R_m correspond à la contrainte nominale maximale atteinte durant l'essai de traction.

2.4.3 Identification des paramètres du matériau

Pour la caractérisation mécanique du matériau, nous avons opté pour l'essai de traction uniaxiale. Nous avons fait ce choix car c'est l'essai le plus courant pour caractériser les matériaux. Les essais de traction sont réalisés sur une machine du laboratoire de marque INSTRON™ (modèle 5569) montée avec une cellule de force de capacité 1 kN (**Figure 48**) équipée d'un extensomètre. Pour les essais, nous avons choisi d'utiliser notre plus petite cellule de force car le matériau étudié est de faible épaisseur, difficile à manipuler et très fragile. Chaque essai a été effectué trois fois pour chaque type d'éprouvettes pour vérifier la reproductibilité des essais.



Figure 48 : Machine de traction de capacité 1 kN.

Pour la campagne d'essais, des éprouvettes d'épaisseur 0,2 mm (**Figure 49**) ont été exploitées.

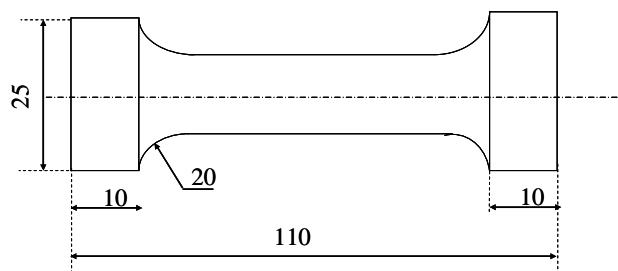


Figure 49 : Dimensions des éprouvettes en mm.

Les essais ont d'abord été effectués pour une épaisseur de 0,2 mm avec trois températures de recuit pour faire varier la taille des grains. Les courbes contraintes-déformations ont été tracées pour ces trois tests suivant la direction de laminage 0°. Dans le but d'étudier le comportement du matériau et d'en interpréter les différentes caractéristiques, des essais ont ensuite été effectués suivant les directions de laminage 0°, 45° et 90° pour les éprouvettes d'épaisseur 0,2 mm.

2.4.3.1 Influence du recuit sur le comportement du matériau

Les courbes contraintes vraies-déformations vraies (**Figure 50**) obtenues avec les essais de traction ont été tracées pour des échantillons d'épaisseur 0,2 mm avec différentes températures de recuit (200 °C, 400 °C et 600 °C) dans le but de faire varier la taille des grains et étudier l'influence de ce paramètre sur le comportement du matériau.

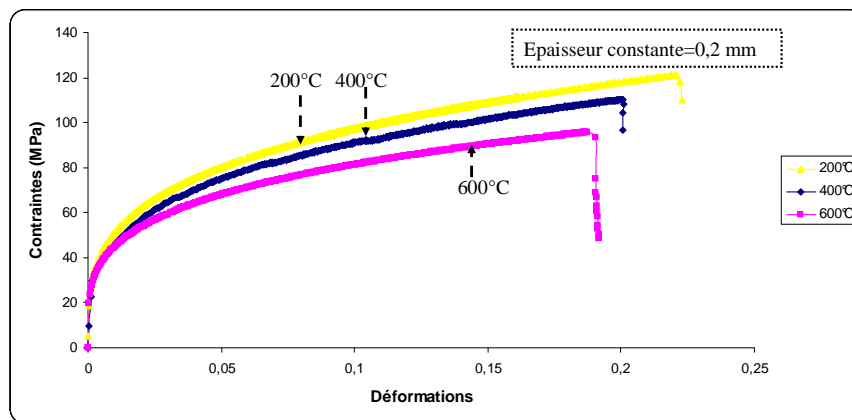


Figure 50 : Courbes contraintes vraies-déformations vraies suivant la direction de laminage 0°.

La **Figure 50** montre que la contrainte d'écoulement diminue quand la température du recuit augmente. Les courbes de la **Figure 50** vont ensuite servir à déterminer le modèle de comportement le mieux adaptée à l'aluminium 1050A (99,5 %).

2.4.3.2 Paramètres du matériau recuit à 600 °C d'épaisseur 0,2 mm

Les tests sont effectués sur des éprouvettes d'épaisseur 0,2 mm recuites à 600 °C pendant 2 h suivant les trois directions de laminage 0°, 45° 90°. Les essais ont d'abord été réalisés avec la machine de traction couplée à l'extensomètre, ensuite à l'analyse d'images. Nous avons superposé sur un même graphe les contraintes vraies en fonction des déformations vraies (**Figure 51**) obtenues avec l'extensomètre et avec l'analyse d'images. Les résultats sont identiques par les deux méthodes ; la procédure utilisée pour la mise en place de l'extensomètre, malgré la faible épaisseur du matériau n'influence pas les résultats. Pour ce matériau l'analyse d'images n'apporte pas d'informations supplémentaires.

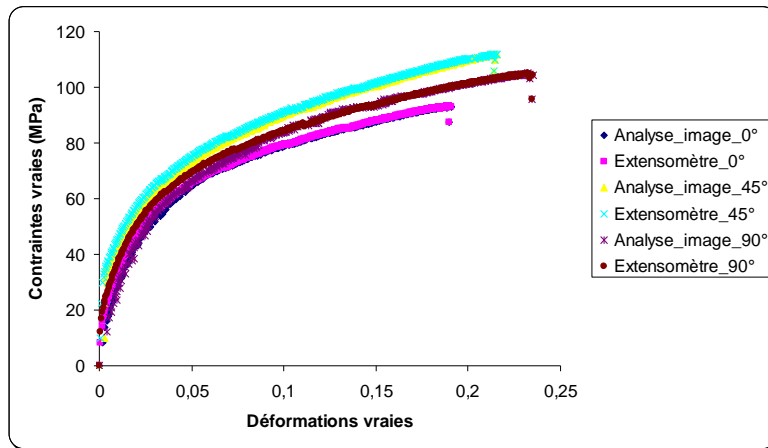


Figure 51 : Comparaison des résultats.

Nous remarquons que le comportement du matériau est différent suivant la direction dans laquelle l'essai est réalisé : le comportement est clairement anisotrope. Concernant les paramètres mécaniques du matériau, nous allons d'abord déterminer le module d'Young, ensuite les coefficients d'anisotropie ou coefficients de Lankford. Pour le coefficient de Poisson, nous avons choisi une valeur de 0,3 trouvée dans la littérature [DUP 04].

Détermination du module d'Young

Pour le calcul du module d'Young, nous avons choisi la méthode utilisant les résultats issus de l'extensomètre. La méthode de détermination du module d'Young la plus utilisée est celle de la détermination de la pente dans la partie linéaire de la courbe contraintes-déformations. Etant donné que le domaine élastique est réduit (**Figure 52**), nous avons utilisé la méthode des essais de cycle charge-décharge-recharge.

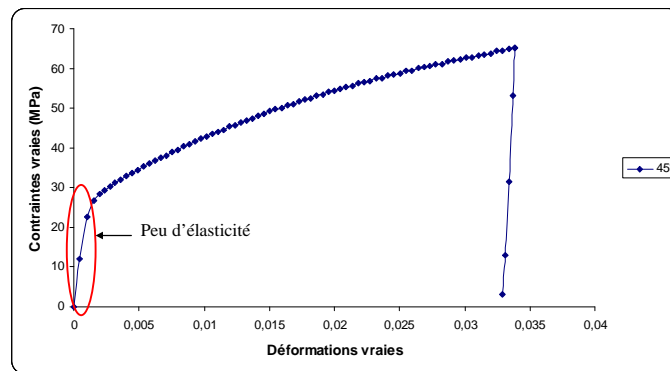


Figure 52 : Graphe contraintes vraies-déformations vraies.

Cette méthode consiste à appliquer une charge sur l'éprouvette jusqu'à obtenir une déformation prédéterminée (3,3 %, 7 %, 10 % et 14 % de déformation pour nos essais) (**Figure 53**).

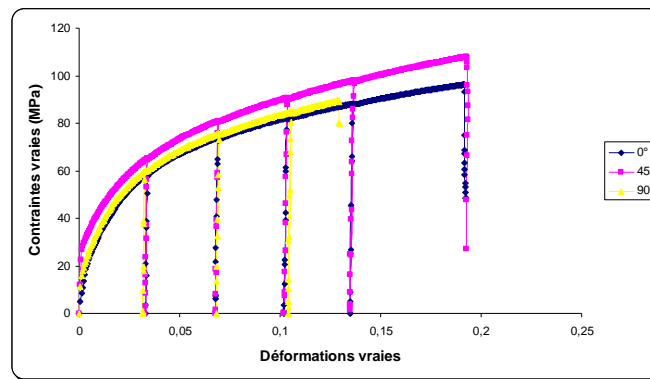


Figure 53 : *Graphe contraintes vraies-déformations vraies pour des essais de cycle charge-décharge-recharge.*

L'éprouvette est déchargée puis rechargée (**Figure 52**). Le module d'Young correspond à la pente de la décharge ou de la recharge (**Figures 54, 55**).

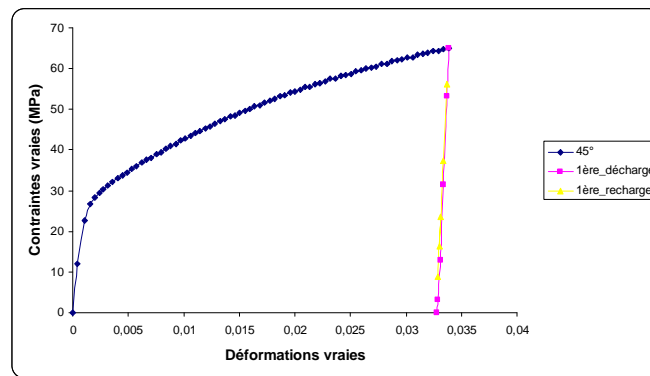


Figure 54 : *Essai charge-décharge-recharge suivant la direction 45°.*

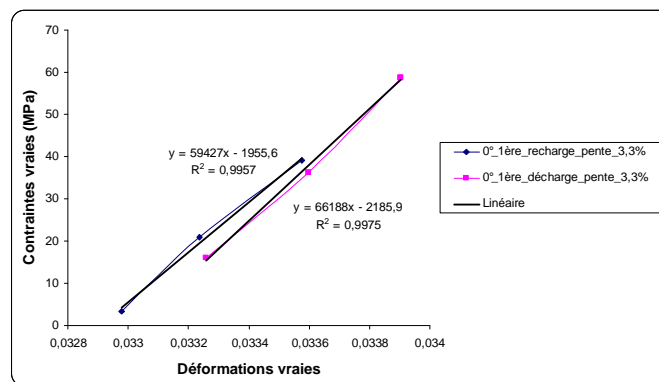


Figure 55 : *Calcul du module d'Young à 3,3 % de déformation.*

Les modules d'Young des pentes à 3,3 %, 7 % et 10 % de déformation suivant les trois directions de laminage 0°, 45°, 90°, ont été calculés pour la recharge (**Tableau 7**) et la décharge (**Tableau 8**).

Direction de laminage	Module d'Young (3,3 % de déformation) (MPa)	Module d'Young (7 % de déformation) (MPa)	Module d'Young (10 % de déformation) (MPa)	Moyenne des modules d'Young (MPa)
0°	59427	60595	60218	60080
45°	57631	60039	61184	59618
90°	59286	61070	61558	60638

Tableau 7 : Modules d'Young obtenus suivant les trois directions de laminage pour la recharge.

Direction de laminage	Module d'Young (3,3 % de déformation) (MPa)	Module d'Young (7 % de déformation) (MPa)	Module d'Young (10 % de déformation) (MPa)	Moyenne des modules d'Young (MPa)
0°	66188	65019	63872	65026
45°	67067	66726	64144	65979
90°	66639	63822	62286	64249

Tableau 8 : Modules d'Young obtenus suivant les trois directions de laminage pour la décharge.

En faisant une moyenne des modules d'Young obtenus suivant les trois directions de laminage, on obtient un module d'Young de 60000 MPa pour la recharge (**Tableau 7**) et de 65000 MPa pour la décharge (**Tableau 8**). On vérifie également que pour une mesure sur la décharge, le module d'Young diminue avec la déformation plastique (**Figure 56**), ce qui est en accord avec les travaux de Morestin et al. [MOR 96] et de Zang et al. [ZAN 07].

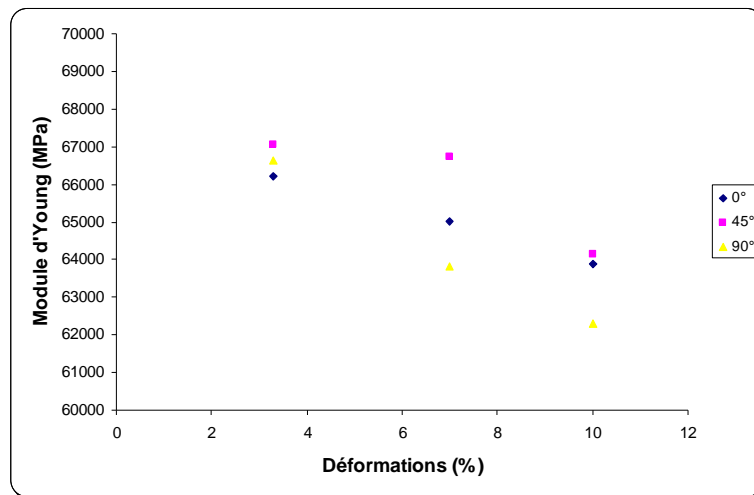


Figure 56 : Diminution du module d'Young identifié sur la décharge.

L'identification du module d'Young est loin d'être simple. Il faudrait approfondir et affiner la détermination du module d'Young en utilisant d'autres méthodes comme par exemple celle des jauges de déformation, celle des premières fréquences propres d'une poutre en vibration...

Etant conscient de toutes ces difficultés expérimentales, nous avons retenu comme module d'Young celui donné par la recharge soit 60000 MPa.

✚ Détermination des coefficients d'anisotropie

Quand les propriétés du matériau varient suivant la direction par rapport au laminage, on parle d'anisotropie. Les coefficients d'anisotropie ou de Lankford [LAN 50] sont déterminés par le rapport entre les déformations plastiques transverses et les déformations plastiques dans l'épaisseur obtenues lors d'un essai de traction :

$$r(\alpha) = \frac{d\varepsilon_{\alpha+\frac{\pi}{2}}}{d\varepsilon_{33}} \quad (31)$$

où ε représente la déformation plastique et α l'angle par rapport à la direction de laminage.

Les déformations vraies dans les deux directions principales du plan de la tôle sont mesurées avec l'analyse d'images. On calcule les déformations plastiques ε_{11}^p et ε_{22}^p en utilisant la relation suivante :

$$\varepsilon^p = \varepsilon_v - \varepsilon_{élastique} \Leftrightarrow \varepsilon_{11}^p = \varepsilon_{11_v} - \frac{\sigma_v}{E}, \quad \varepsilon_{22}^p = \varepsilon_{22_v} - \frac{\nu\sigma_v}{E} \quad (32)$$

Ensuite, ε_{33}^p est obtenue par l'équation suivante vérifiant l'incompressibilité du matériau sur le domaine plastique :

$$\varepsilon_{33}^p = -\varepsilon_{11}^p - \varepsilon_{22}^p \quad (33)$$

Les coefficients d'anisotropie, suivant les trois directions de laminage 0° , 45° 90° , sont obtenus par les formules suivantes :

$$r_0 = \frac{d\varepsilon_{22}^p}{d\varepsilon_{33}^p} \text{ suivant la direction } 0^\circ \quad (34)$$

$$r_{90} = \frac{d\varepsilon_{11}^p}{d\varepsilon_{33}^p} \text{ suivant la direction } 90^\circ \quad (35)$$

$$r_{45} = \frac{d\varepsilon_{\frac{\pi}{4}+\frac{\pi}{2}}^p}{d\varepsilon_{33}^p} \text{ suivant la direction } 45^\circ \quad (36)$$

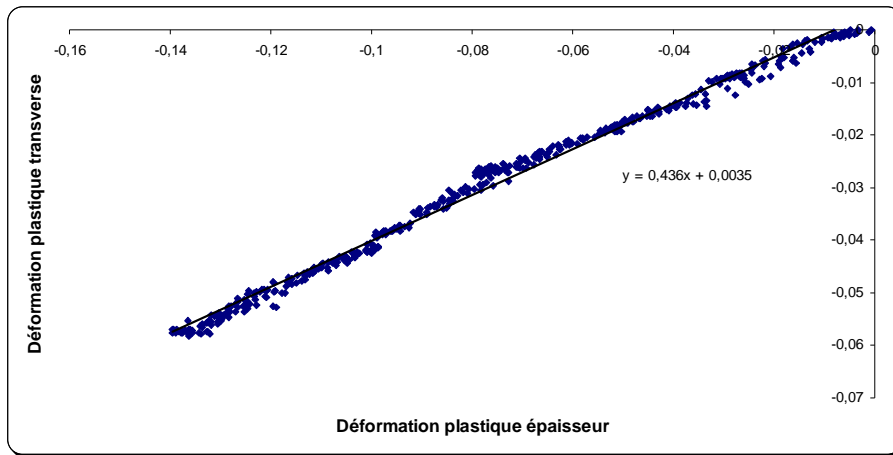


Figure 57 : Exemple de détermination de r_{45} .

La **Figure 57** montre comment le coefficient d'anisotropie r_{45} a été déterminé graphiquement avec les données obtenues par l'analyse d'images. La pente de la droite obtenue sur la **Figure 57** représente le coefficient d'anisotropie r_{45} . Le **Tableau 9** résume les coefficients d'anisotropie trouvés suivant les trois directions de laminage pour nos essais.

r_0	r_{45}	r_{90}
0,42	0,44	0,96

Tableau 9 : Coefficients d'anisotropie.

Détermination des coefficients de Hill

Le choix du critère de plasticité est essentiel dans la modélisation du comportement du matériau. Les critères souvent utilisés sont : le critère de Von Mises pour les matériaux isotropes et le critère de Hill 48 [HIL 48] pour les matériaux anisotropes. Cependant, différents modèles de plasticité sont présentés dans la littérature [HIL 79], [BAR 89], [BAR 02], [YOO 98]. Pour notre étude, le critère de Hill [HIL 48] a été choisi car il est déjà intégré dans le logiciel qui sera utilisé pour la simulation numérique (Abaqus) et de plus les paramètres caractéristiques de la loi sont simples à identifier. L'identification de ces paramètres est présentée dans la suite.

Le critère d'écoulement de Hill [HIL 48] défini dans l'espace des contraintes planes s'écrit :

$$2f(\sigma) = \sqrt{(G + H)\sigma_{xx}^2 - 2H\sigma_{xx}\sigma_{yy} + (F + H)\sigma_{yy}^2 + 2N\sigma_{xy}^2} = 1 \quad (37)$$

$$\text{avec les contraintes : } \begin{cases} \sigma_{xx} = \sigma_1 \cos^2 \alpha \\ \sigma_{yy} = \sigma_1 \sin^2 \alpha \\ \sigma_{xy} = \sigma_1 \sin \alpha \cos \alpha \end{cases} , \alpha \text{ correspond à la direction de traction}$$

où :

x, y, et z représentent les axes de symétrie orthotrope, σ_1 est la contrainte principale. F, G, H et N sont les constantes décrivant l'anisotropie du matériau nommées coefficients de Hill.

Les coefficients de Hill peuvent être calculés à partir des coefficients d'anisotropie à partir des formules suivantes :

$$F = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} ; G = \frac{1}{(1+r_0)} ; H = \frac{r_0}{(1+r_0)} ; N = \frac{(r_0+r_{90})(2r_{45}+1)}{2r_{90}(1+r_0)} \quad (38)$$

Inversement, les coefficients d'anisotropie peuvent être calculés à partir des coefficients de Hill par les relations suivantes :

$$r_0 = \frac{H}{G} ; r_{45} = \frac{2N - (F + G)}{2(F + G)} ; r_{90} = \frac{H}{F} \quad (39)$$

Pour nos essais, les coefficients de Hill sont regroupés dans le Tableau 10 :

F	G	H	N
0,307	0,704	0,296	0,946

Tableau 10 : Coefficients de Hill.

Les données expérimentales qui seront utilisées dans les simulations numériques à venir sont les suivantes :

- un module d'Young de 60000 MPa et un coefficient de Poisson 0,3,
- les coefficients d'anisotropie $r_0 = 0,42$, $r_{45} = 0,44$ et $r_{90} = 0,96$,
- les coefficients de Hill $F = 0,307$; $G = 0,704$; $H = 0,296$ et $N = 0,946$,
- la courbe d'érouissage obtenue avec l'essai de traction pour l'échantillon d'épaisseur 0,2 mm suivant la direction de laminage 0° , c'est-à-dire l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation plastique.

2.5 Mesure de la taille des grains

Une loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur, sélectionnée dans la littérature [YEH 08], prenant en compte l'épaisseur et la taille des grains est utilisée dans ce travail de recherche. Pour l'utiliser, il est nécessaire de calculer la taille des grains.

2.5.1 Taille de grains moyenne

La mise en évidence des grains sur notre matériau (aluminium 1050A (99,5 %)) a été effectuée au microscope optique. La taille moyenne a été obtenue en utilisant la méthode de détermination de la norme NF A04-102 [NOR 80]. Cette norme définit une taille de grains moyenne pour un matériau polycristallin dense par comptage à partir d'un champ circulaire ou carré (**Figure 58**). Le grossissement linéaire de l'image microscopique est noté g (en principe 100). Le diamètre du cercle est $D=79,8$ mm pour une surface de 5000 mm^2 . Une cinquantaine de grains pour la mesure est exigée par la norme.

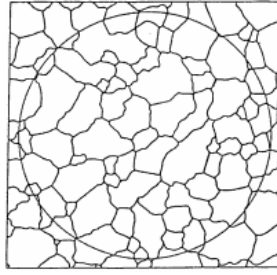


Figure 58 : Image extraite de la norme NF A04-102 représentant un alliage monophasé polycristallin pour lequel une taille moyenne de grains est recherchée.

Le nombre total conventionnel de grains observés sur l'image de diamètre D (avec un grossissement 100) est donné par :

$$n_{100} = n_1 + \frac{1}{2}n_2 \quad (40)$$

avec n_1 le nombre de grains complètement à l'intérieur du cercle et n_2 le nombre de grains coupés par le bord du cercle. La formule qui permet de passer du grossissement 100 à un grossissement g pour un même cercle est donnée par :

$$K = \frac{g}{100} \quad (41)$$

Le nombre de grains par unité d'aire s'exprime :

$$m_{100} = n_{100} / A \text{ (grossissement 100)} ; m_g = K^2 n_g / A \text{ (grossissement } g) \quad (42)$$

où A représente l'aire du cercle.

Un « diamètre équivalent » moyen est alors défini par :

$$d_m = \frac{1}{\sqrt{m}} \quad (43)$$

Les grains ont d'abord été révélés au microscope en utilisant un grossissement de $g = 5$ (**Figure 59**), ensuite la méthode de la norme a été appliquée à nos échantillons pour trouver la taille moyenne de grains.

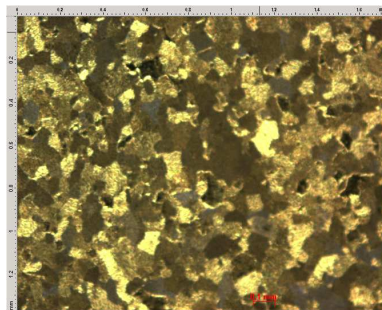


Figure 59 : Mise en évidence des grains d'un échantillon d'épaisseur 0,2 mm avec le microscope optique.

Dans notre cas, plusieurs images ont été choisies pour vérifier si l'on trouve le même résultat pour la taille moyenne de grains. Les tailles moyennes des grains de l'épaisseur 0,2 mm, avec différentes températures de recuit d'une durée de 2h, ont été calculées en utilisant la méthode présentée ci-dessus. La taille moyenne des grains avec un recuit de 200 °C est de 70 µm, celle avec un recuit de 400 °C est de 82 µm et celle avec un recuit de 600 °C est de 91 µm. D'après la **Figure 50**, la contrainte d'écoulement diminue quand le temps de recuit augmente donc dans notre cas quand la taille des grains augmente, ce qui confirme les résultats trouvés dans la littérature par différents auteurs [GEI 95], [RAU 99], [RAU 99-1], [CAO 04]. Cet effet d'échelles est ensuite introduit dans la loi de comportement présentée dans le chapitre IV § 4.6.

2.5.2 Taille de grains hétérogènes

Au lieu d'utiliser la méthode de détermination de la norme NF A04-102 [NOR 80], chaque taille de grains a été mesuré sur une éprouvette d'épaisseur 0,2 mm recuite à 600 °C pendant 2 heures, sur plusieurs domaines représentés par un carré de surface 1 mm². Dix domaines ont été aléatoirement choisis sur l'éprouvette, soit un total de 339 grains. Après la mesure de chaque taille de grains, nous avons constaté qu'il y avait une grande diversité de la taille des grains qui varie de 0,02 à 0,14 mm. Nous avons alors tracé l'histogramme de la distribution de la taille des grains (**Figure 60**). Les résultats statistiques sont représentés dans le **Tableau 11**.

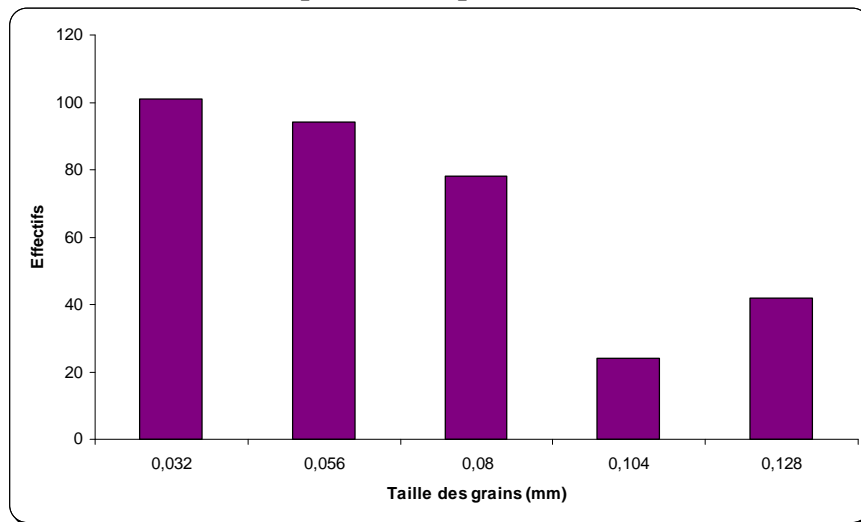


Figure 60 : Histogramme de la distribution de la taille des grains.

Nombre	339
Valeur maximale (mm)	0,14
Valeur minimale (mm)	0,02
Moyenne (mm)	0,0653
Ecart type	0,0334

Tableau 11 : Résultats statistiques de la taille des grains.

Le pourcentage obtenu pour chaque taille de grains, calculé à partir de l'effectif de chaque taille de grains est présenté dans le **Tableau 12**.

Taille des grains (mm)	Effectifs des grains	Pourcentage
0,032	101	30
0,056	94	28
0,08	78	23
0,104	24	12
0,128	42	7

Tableau 12 : Effectifs et pourcentage de chaque taille de grains.

La détermination de l'histogramme de la distribution de la taille de grains nous a fourni pour chaque taille de grains, l'effectif et le pourcentage.

Le modèle de comportement qui sera déterminé pour notre matériau va dépendre de l'épaisseur et de la taille des grains. Avec les diverses tailles de grains obtenues, nous pourrons faire varier la taille des grains en gardant fixe l'épaisseur. Donc chaque taille de grains aura sa propre loi de comportement qui sera introduite dans le logiciel d'éléments finis Abaqus.

2.6 Procédure expérimentale pour l'obtention de flans mono et multicristallins

Dans le but d'emboutir des mono et des multicristaux, la méthode de recristallisation par écrouissage critique [LAC 50] a été utilisée pour leur production. Pour orienter chacun des grains, nous avons le choix entre la technique de diffraction des électrons rétro-diffusés (EBSD) sur un microscope électronique à balayage et le diffractomètre quatre cercles. Le second dispositif a été choisi car il évite de polir les échantillons qui sont très fragiles de part leur faible épaisseur.

2.6.1 Production de mono et multicristaux par la méthode de recristallisation par écrouissage critique

Le matériau utilisé est de l'aluminium 1050A (99,5 %). Les dimensions des éprouvettes sont : longueur 110 mm, largeur 25 mm et épaisseur 0,2 mm. Pour produire les mono et multicristaux, la technique de l'écrouissage critique a été utilisée [LAC 50]. Cette méthode est la mise en évidence de l'influence du taux de déformation sur la recristallisation d'un métal après traitement thermique.

2.6.1.1 Méthode de l'écrouissage critique

Quatre étapes sont à mettre en œuvre pour cette méthode :

- étape 1 : **Recuit de restauration**

Le recuit de restauration est un traitement thermique qui permet de retrouver les propriétés initiales du matériau. Ce procédé permet d'effacer toutes les contraintes induites par le laminage, l'usinage et la découpe des éprouvettes. Pendant la

restauration, de nouveaux grains ne sont pas créés mais le nombre de défauts (dislocations, lacunes...) est réduit.

- étape 2 : **Déformation par traction uniaxiale**

Une déformation est imposée au matériau par un essai de traction, ce qui va lui permettre de changer sa structure cristalline après recuit. La taille des grains obtenue par cette technique dépend principalement du chargement imposé (du taux de déformation) aux éprouvettes avant la recristallisation. Il est nécessaire d'appliquer une déformation supérieure à une valeur critique ϵ_c pour obtenir la recristallisation, comme montré sur la **Figure 61**.

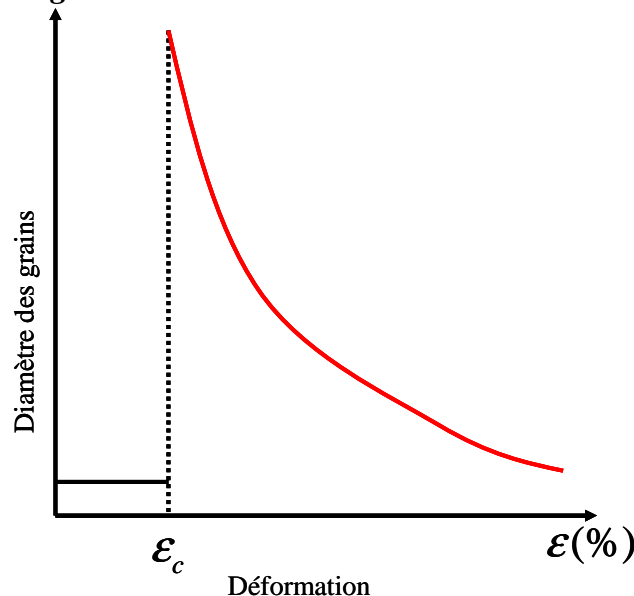


Figure 61 : Courbe d'écroissage critique.

- étape 3 : **Recuit de recristallisation**

La recristallisation se caractérise par le développement de nouveaux grains au dépend d'une matrice qui est dans un état structural moins parfait. Des germes de recristallisation (petits grains à densité de dislocations très faible) apparaissent et croissent en absorbant la matrice qui les entoure.

L'énergie motrice de cette transformation structurale est l'énergie emmagasinée au cours de l'écroissage (énergie d'écroissage). La croissance des germes se poursuit jusqu'à ce qu'ils arrivent au contact les uns des autres. La recristallisation proprement dite est alors achevée (elle se poursuit par une étape de croissance normale des grains).

- étape 4 : **Révélation des grains**

La révélation des grains sur de l'aluminium se fait par attaque chimique grâce à une solution acide (la solution de Keller) qui a la composition suivante :

- 45 % d'acide chlorhydrique (HCl)
- 25 % d'eau (H₂O)
- 15 % d'acide fluorhydrique (HF)
- 15 % d'acide nitrique (HNO₃)

2.6.1.2 Application de la méthode à l'aluminium 1050A (99,5 %)

Pour la restauration, le matériau a été recuit à une température de 600°C pendant **2 h**. Ensuite les éprouvettes ont été déformées par traction uniaxiale avec un déplacement de 4,2 mm pour obtenir les monocristaux et de 4,25 mm pour les multicristaux pour une longueur initiale entre les mors de 90 mm soit respectivement avec une déformation de 4,66 % pour les monocristaux et une déformation de 4,72 % pour les multicristaux. Pour le recuit de recristallisation, nous avons utilisé une température de 600°C pendant **2 h 45**. Pour terminer, les grains ont été révélés avec la solution de Keller (**Figure 62**). Les mono et multicristaux vont par la suite être orientés avec un diffractomètre 4 cercles après découpe.

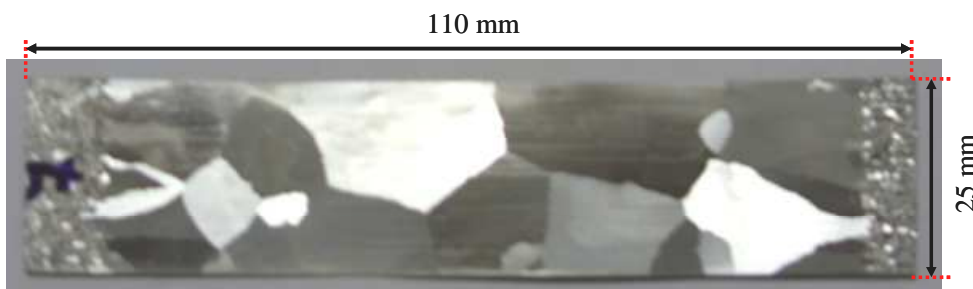


Figure 62 : Exemple d'éprouvette multicristalline obtenue avec la méthode de l'écroutissage critique.

La technique de recristallisation par écroutissage critique est délicate à mettre en œuvre et dépend très fortement de la nuance du matériau à étudier car il faut déterminer de manière précise la valeur de l'écroutissage critique qui est liée à divers paramètres tels que la grosseur des grains avant écroutissage, la température du recuit, l'orientation des cristaux et le mode de déformation.

2.6.2 Découpe des échantillons

Les flans ont une épaisseur de 0,2 mm et sont découpés en trois géométries différentes : le premier flan est un disque de diamètre 24 mm, le second et le dernier, suivant la géométrie de la **Figure 63**, ont un rayon $R=12\text{ mm}$, un rayon de courbure $R_c=14\text{ mm}$ et une largeur $L=12\text{ mm}$ ou $L=6\text{ mm}$ (**Figure 63**).

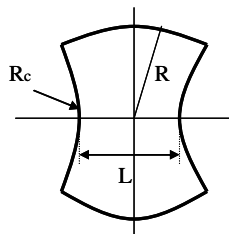


Figure 63 : Dimensions des flans.

Les contre-flans ont les mêmes dimensions que les flans sauf qu'ils sont percés d'un trou de diamètre 3 mm au centre.

Pour les monocristaux et les multicristaux, trois flans et trois contre-flans avec les différentes largeurs énoncées ci-dessus ont été découpés. Pour les multicristaux, nous avons fait la découpe de manière à obtenir sur chaque échantillon d'abord trois cristaux (*Figure 64*), ensuite deux cristaux disposés verticalement et deux cristaux disposés horizontalement.

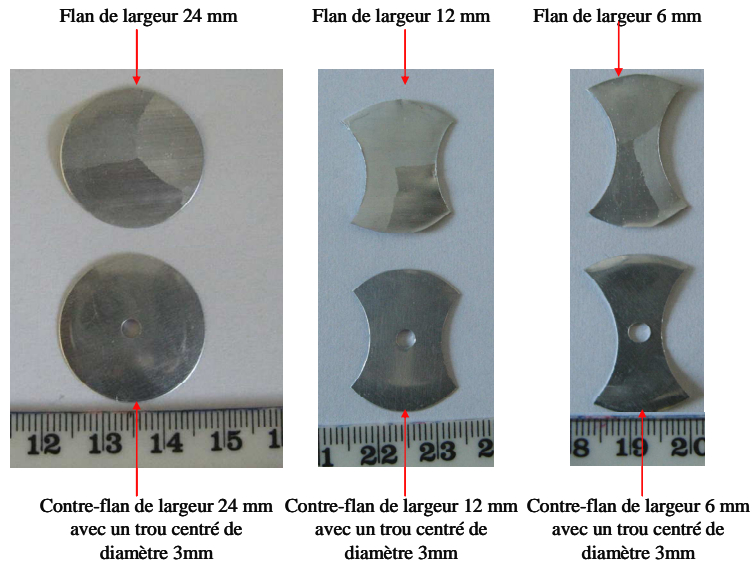


Figure 64 : Exemples de flans et contre-flans.

Les échantillons sont ensuite orientés à l'aide d'un diffractomètre quatre cercles après découpe.

2.6.3 Orientation des mono et multicristaux avec le diffractomètre quatre cercle

Le diffractomètre quatre cercles (*Figure 65*) permet d'obtenir les dimensions de la maille d'un monocristal et son orientation dans un repère fixe.

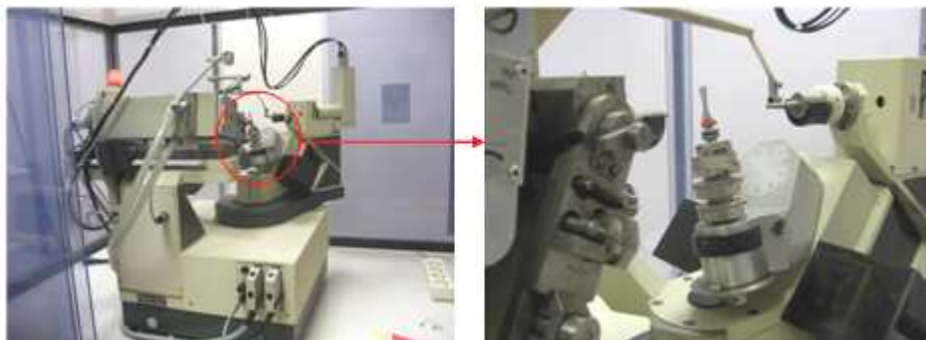


Figure 65 : Diffractomètre quatre cercles du laboratoire SYMME.

Le cristal reçoit un faisceau de rayons X et il y a un phénomène de diffraction : un plan atomique d'indice (hkl) est en position de réflexion entre le rayon incident et le rayon diffracté si le plan atomique satisfait la loi de Bragg :

$$2d_{hkl} \sin \theta = n\lambda \quad (44)$$

où n est un entier qui définit l'ordre de diffraction, d_{hkl} est la distance interréticulaire des plans (hkl) (c'est-à-dire la distance de l'origine du réseau au plan (hkl)), λ est la longueur d'onde des rayons X et θ est l'angle entre les faisceaux diffractés et incidents. L'intensité du rayon diffracté est fonction de la valeur de θ et des indices (hkl) de chaque plan du cristal. Il est ensuite possible de collecter et mesurer toutes les intensités diffractées par chacun des plans du cristal. L'analyse de ces intensités permet de déterminer la structure atomique du cristal.

Le diffractomètre utilisé au laboratoire est un CAD4 dont la géométrie (**Figure 66**) est différente du diffractomètre quatre cercles classique. Le goniomètre (porte échantillon) Kappa est le cœur du diffractomètre. Le cristal est maintenu dans le centre du diffractomètre. Le goniomètre Kappa est une combinaison de trois parties portant les trois axes de rotations, les axes se croisant dans le centre de l'appareil.

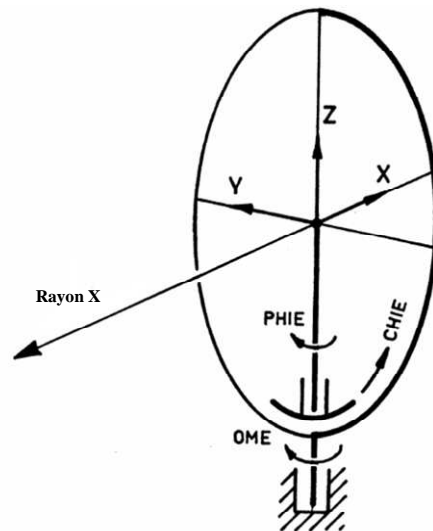


Figure 66 : Géométrie et relation avec le système de coordonnées X, Y, Z sur le diffractomètre CAD4.

Un plan (hkl) dans l'espace est positionné par trois rotations du goniomètre et une rotation du détecteur par rapport au faisceau incident. Le point de jonction entre le faisceau incident et le spécimen est le point d'intersection des axes de rotation. La caractérisation de la structure d'un cristal nécessite l'illumination de l'échantillon par le faisceau de rayon X et le positionnement du détecteur à un angle de 2θ donné. Pour obtenir l'orientation de la maille du monocristal, 25 réflexions sont collectées au hasard par un balayage systématique de l'espace. L'analyse des angles de diffraction de ces 25 réflexions permet d'obtenir les dimensions de la maille cristalline et son orientation dans un repère fixe associé à l'appareil.

2.7 Conclusion

Dans ce chapitre, les différentes techniques expérimentales de caractérisation du matériau, utilisées dans ce travail de thèse, ont été détaillées.

L'effet d'échelle sur la contrainte d'écoulement a d'abord été déterminé. Les résultats montrent que la contrainte d'écoulement diminue quand la taille des grains augmente.

Les méthodes d'identification des paramètres mécaniques du matériau ont ensuite été exposées. Le module d'Young a été déterminé avec des essais de traction avec un extensomètre en réalisant des cycles de charge-décharge-recharge. Les coefficients d'anisotropie ont été calculés avec les données de l'analyse d'images. Le critère de plasticité de Hill [HIL 48] a été choisi pour notre étude et ses paramètres ont été obtenus à l'aide des coefficients d'anisotropie.

Des mesures de tailles de grains ont été réalisées de deux manières différentes : une première utilisant la méthode de détermination de la norme NF A04-102 qui sera employé dans la détermination du modèle de comportement, une seconde obtenue avec l'histogramme de la distribution de la taille des grains qui permettra de faire varier la taille des grains dans le modèle de comportement.

Tous les essais expérimentaux cités auparavant vont permettre de caler et de valider les simulations numériques développées au cours de ce travail de thèse.

Dans le but d'être emboutis, des mono et multicristaux ont été produits avec la méthode de l'écrouissage critique qui est une méthode délicate à mettre en œuvre car il est difficile de trouver la valeur de déformation critique nécessaire pour obtenir des mono et multicristaux de grandes tailles. Ensuite, le diffractomètre 4 cercles a été utilisé pour orienter les mono et multicristaux.

3 Chapitre III : Etude expérimentale de la micro-
formabilité

3.1 Introduction

L'emboutissage est un procédé de fabrication bien connu qui a bénéficié depuis quelques années d'importants développements technologiques et numériques. Comme nous l'avons déjà mentionné en introduction générale, la demande est de plus en plus importante pour fabriquer des produits de plus en plus petits, dans plusieurs secteurs industriels. La technique de micro-emboutissage peut se révéler économiquement intéressante pour des pièces de faibles dimensions [VOL 04]. Dans la présente étude, une extension du concept de courbes limites de formage est présentée pour des matériaux de très petites tailles. Afin d'étudier l'aptitude au micro-formage de tels matériaux pour des essais de faibles dimensions, un outillage de micro-emboutissage a été conçu et réalisé au laboratoire. Le dispositif expérimental est fondé sur le principe de l'outillage Marciniak. La micro-presse est montée sur une machine de traction de manière à bénéficier du pilotage de cette dernière pour commander l'outillage et de l'enregistrement des informations sur le déplacement et la charge. Le matériau testé est de l'aluminium 1050A (99,5 %) qui a été laminé de 0,5 mm à 0,2 mm puis recuit à 600 °C pendant 2 h. Les flans ont été découpés en utilisant une machine à électroérosion par enfonçage. En même temps, une sous-épaisseur de 0,1 mm a été usinée dans la zone centrale de l'échantillon afin d'assurer une localisation des déformations juste en son centre. Cette sous-épaisseur remplace l'utilisation d'un contre-flan difficile à centrer vu les dimensions des flans. Un système de mesure des déformations utilisant le traitement d'images numériques est couplé à la micro-presse d'emboutissage. Il permet d'enregistrer, jusqu'à la rupture, les images de la surface de l'échantillon lors du processus d'emboutissage. Plusieurs méthodes d'évaluation de la déformation au début de la striction sont étudiées. Ces diverses méthodes utilisent les images enregistrées au cours des essais. Le traitement de ces images varie d'une méthode à l'autre. Elles s'appuient, soit sur l'apparition d'un défaut visible, soit sur l'apparition d'une discontinuité sur les trajets de déformation, soit sur l'analyse des profils de déformation instantanés ou l'analyse de leur évolution. Les résultats donnés par ces méthodes sont ensuite comparés et testés grâce à la mise en place d'un essai de coupelle emboutie.

3.2 Dispositif expérimental

Une micro-presse fondée sur le principe de l'essai de type Marciniak [MAR 67], constituée d'un poinçon à fond plat de diamètre 9 mm, d'une matrice et d'un serre flan annulaire de diamètre intérieur 10 mm, a été conçue et réalisée au laboratoire SYMME (*Figure 67*). Un ressort hélicoïdal de raideur suffisante permet d'obtenir la force du serre-flan nécessaire à maintenir l'échantillon bloqué entre la matrice et le serre flan [BAL 07].

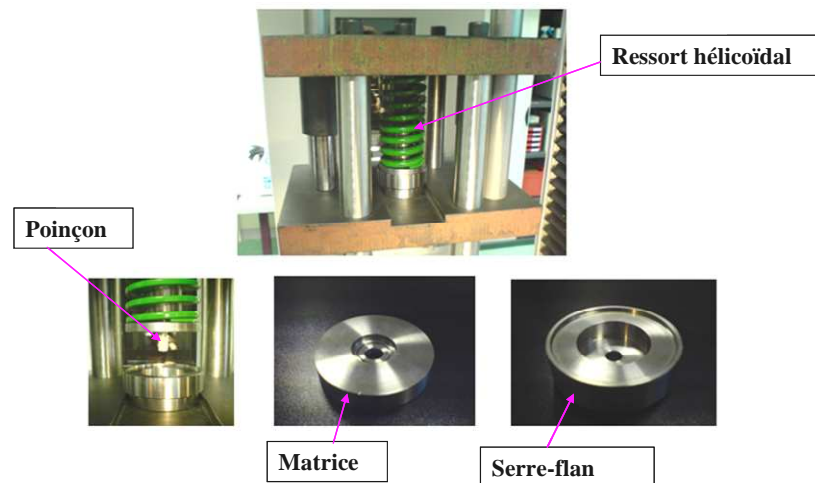


Figure 67 : Détail de l'outillage.

Le dispositif de micro-emboutissage a été conçu pour s'adapter sur une machine de traction INSTRON 5559 de capacité 50 kN. La micro-presse est montée directement sur la machine de traction (*Figure 68*), ce qui permet de la piloter et d'enregistrer les valeurs des capteurs de déplacement de la traverse et de force.

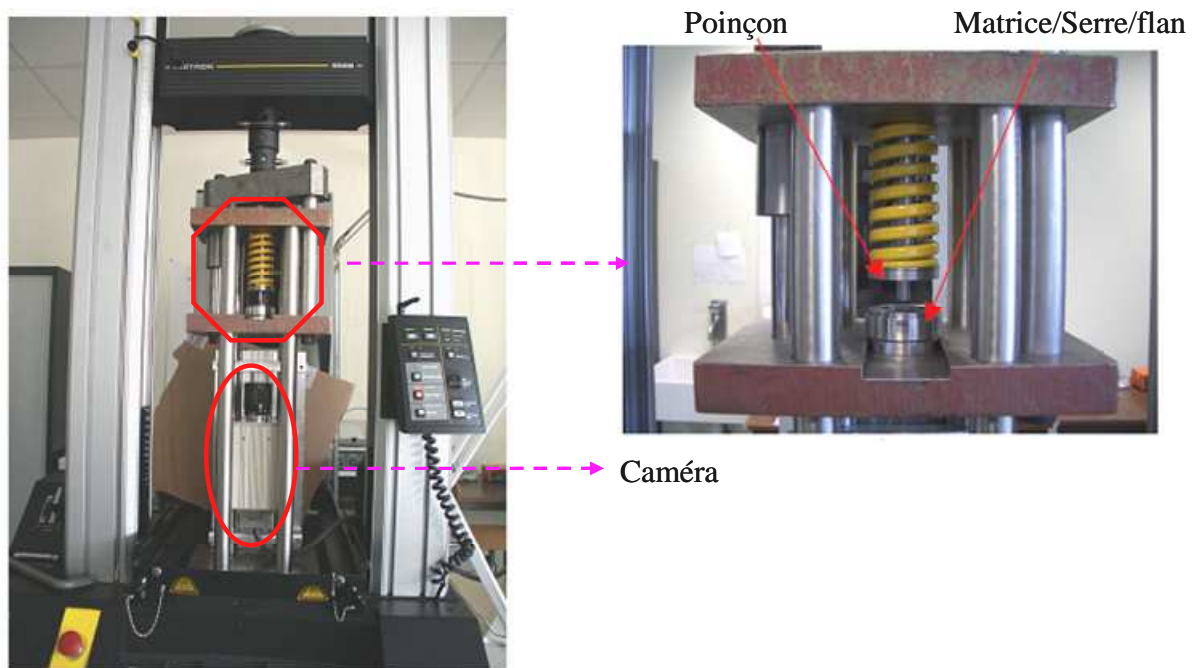


Figure 68 : Dispositif mis en place sur la machine de traction.

La mise en place d'une caméra numérique monochrome Hamamatsu, avec une résolution de 1280*1024 pixels monochrome et une fréquence maximale de 9 Hz, a été intégrée lors de la conception de l'outillage d'emboutissage pour permettre de prendre des images de l'échantillon lors de l'essai et ainsi par un post-traitement adéquat pour mesurer les déformations sur tout l'échantillon. Le dispositif a été conçu de telle sorte

que la distance entre l'objectif de la caméra et la surface de l'échantillon reste constante au cours de l'essai de mise en forme.

3.3 Echantillons

Le matériau utilisé est l'aluminium 1050A (99,5 %). Les tôles d'épaisseur 0,5 mm ont ensuite été découpées en éprouvettes rectangulaires, de longueur 110 mm et de largeur 30 mm, qui ont été laminées jusqu'à obtenir des bandes de métal d'épaisseur 0,2 mm. Les flans sont ensuite découpés en utilisant une machine à électroérosion par enfonçage.

Dans le but de balayer différents modes de sollicitations, les formes des échantillons varient du disque plein (diamètre de 24 mm) à une pseudo-bande de largeur 6 mm. D'un point de vue pratique, la préparation des échantillons se fait de la manière suivante : une sous-épaisseur de 0,1 mm a été usinée dans la future zone centrale de l'échantillon pour localiser les déformations au centre, et remplacera ainsi l'utilisation d'un contre-flan. Le principe de découpe des flans est de supprimer deux parties équidistantes du centre d'un disque de diamètre 24 mm, en faisant varier la distance séparant ces deux sections (*Figure 69*). Les électrodes permettant d'obtenir cette forme avec leur système de guidage ont été conçues au laboratoire. Les échantillons ont été découpés suivant plusieurs largeurs (*Tableau 13*).

N° d'éprouvettes	L (mm)	R (mm)	R _c (mm)	r (mm)
1	6	12	14	1,5
2	8			
3	10			
4	12			
5	14			
6	16			
7	24			

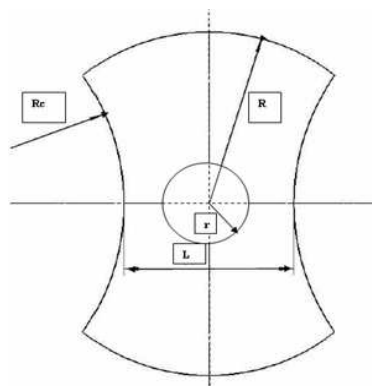


Tableau 13 : Dimensions des échantillons.

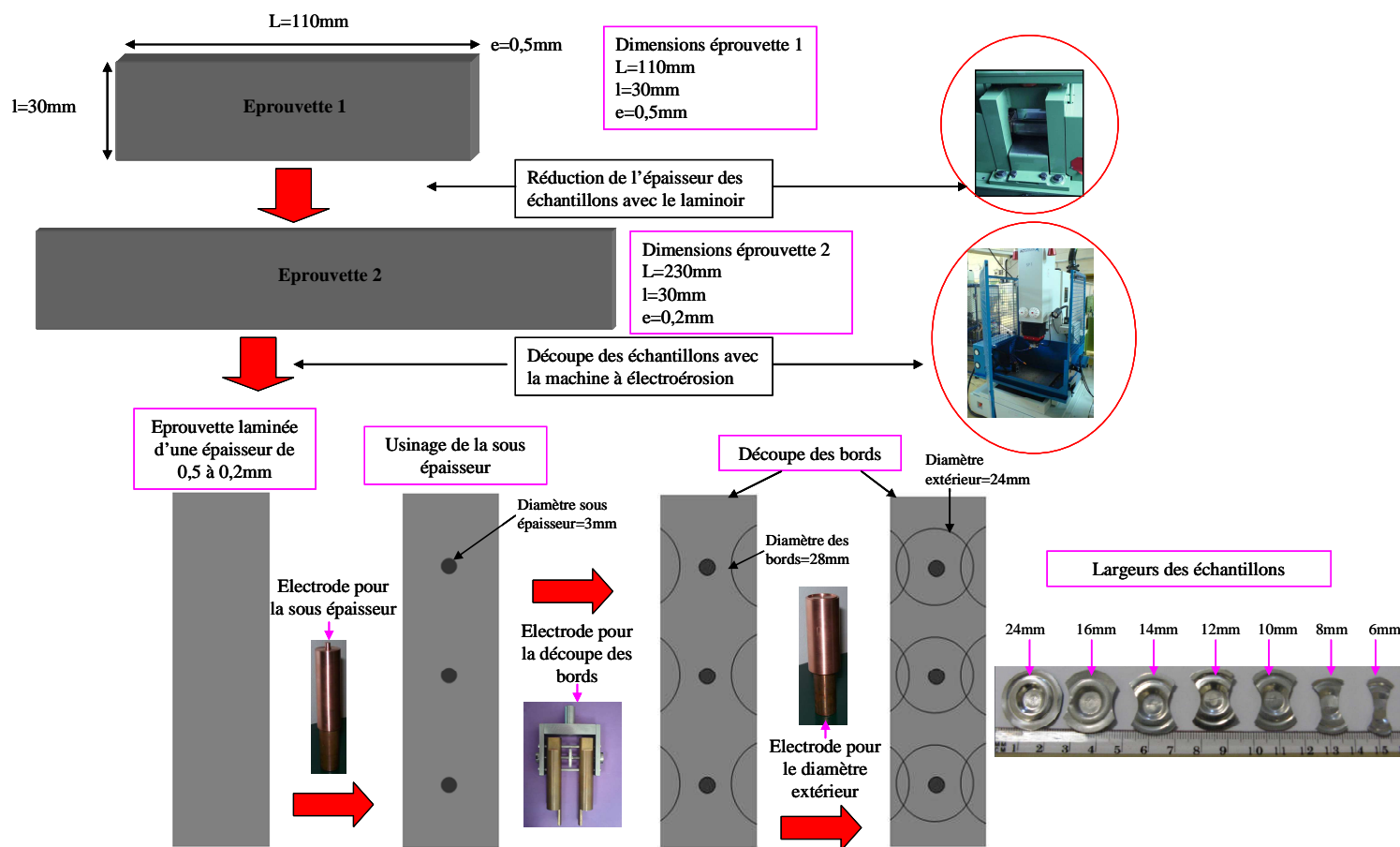


Figure 69 : Découpe des échantillons.

3.4 Outils de mesure des déformations

La technique de corrélation 2D, présentée dans le chapitre II §2.3.1, est utilisée pour la mesure des déformations. L'analyse du champ de déplacement entre deux images et du champ de déformations sur toute la surface de l'échantillon est réalisée à l'aide du logiciel de corrélation d'images 7D.

Pour nos essais, nous avons fait une étude de sensibilité aux paramètres de 7D dans le but d'avoir le meilleur compromis entre le temps de calcul et la précision du résultat obtenu au vu des analyses que nous souhaitons faire par la suite. Nous avons effectué une variation de la taille de la grille et de la taille du motif (*Figure 70* et *Figure 71*).

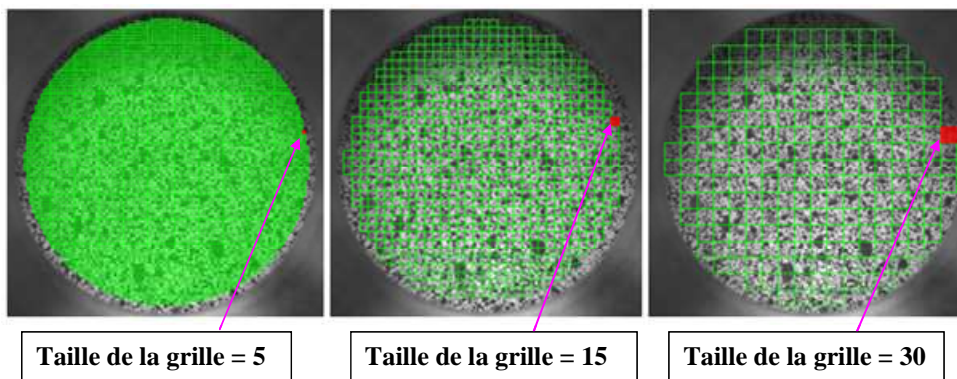


Figure 70 : Exemple de taille de grille.

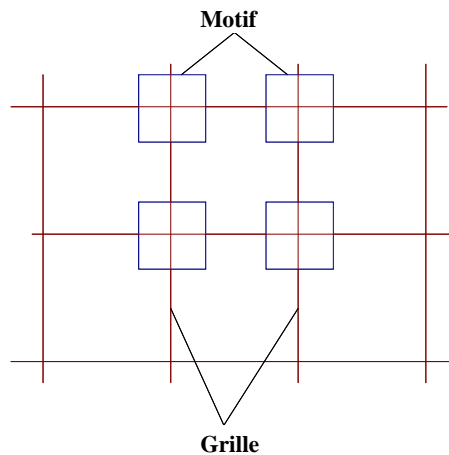


Figure 71 : Différence entre grille et motif.

Concernant la variation de la taille de la grille, nous avons fixé la taille du motif à 14 pixels qui est la valeur par défaut, en donnant à la taille de la grille les valeurs 10, 15, 20, 25 et 30 pixels (*Tableau 14*).

Quant à la variation de la taille du motif, nous avons choisi les mêmes valeurs 10, 15, 20, 25 et 30 pixels en fixant la valeur de la taille de la grille à 14 pixels. L'étude de sensibilité aux paramètres a été effectuée sur un échantillon de largeur 14 mm.

Paramètres 7D	Taille de la grille (pixels)	Taille du motif (pixels)
Calibrage 1	10	14
Calibrage 2	15	14
Calibrage 3	20	14
Calibrage 4	25	14
Calibrage 5	30	14
Calibrage 6	14	10
Calibrage 7	14	15
Calibrage 8	14	20
Calibrage 9	14	25
Calibrage 10	14	30

Tableau 14 : Calibrage des paramètres.

Pour chaque calibrage, nous avons calculé les déformations maximales et minimales le long des diamètres vertical et horizontal de l'échantillon (**Figure 72**).

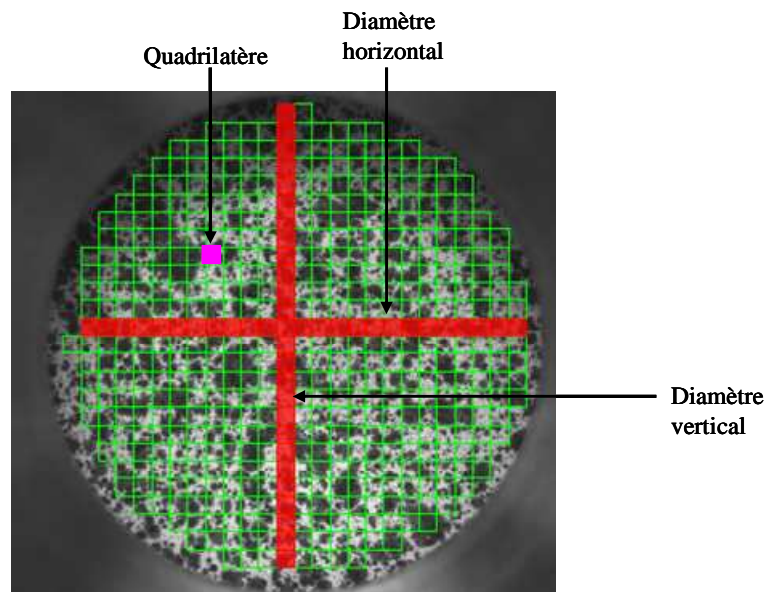


Figure 72 : Exemple de diamètres vertical et horizontal.

Ensuite, pour la dernière image avant la striction, l'évolution des déformations maximales ont été tracées sur les deux diamètres en fonction du numéro du quadrilatère rapporté sur le nombre total de quadrilatères pour tous les calibrages (**Figure 73** et **Figure 74**). Dans la suite la taille de la grille est notée TG, la taille du motif TM, le diamètre horizontal DH et le diamètre vertical DV. Le numéro de quadrilatère (nq) rapporté sur le nombre total de quadrilatères (nt) est noté nq/nt .

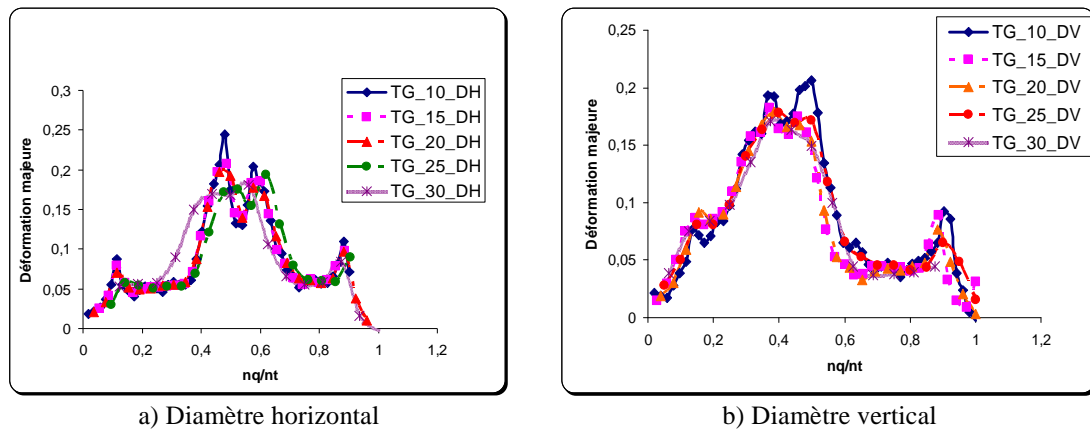


Figure 73 : Influence de la taille de la grille sur la déformation majeure.

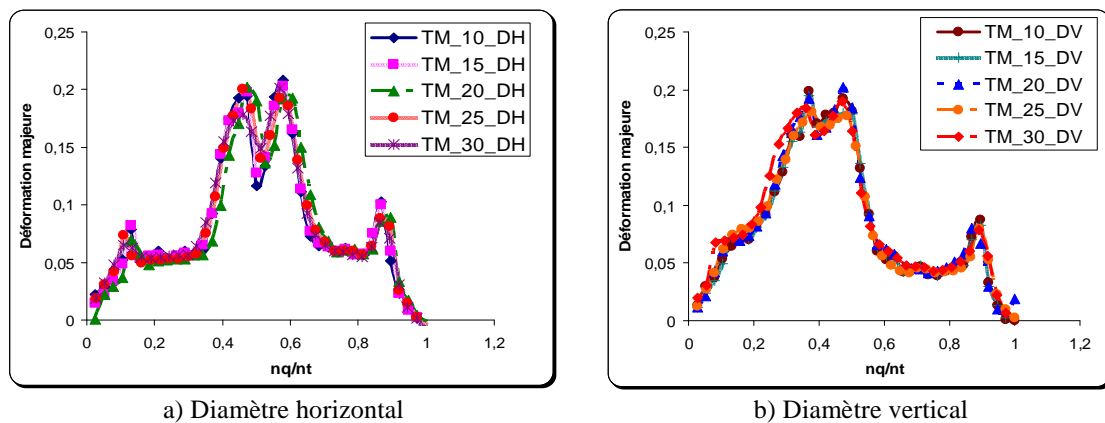


Figure 74 : Influence de la taille du motif sur la déformation majeure.

Pour la variation de la taille de la grille (**Figure 73 a, 73 b**), nous observons une influence sur les zones à fort gradient ; plus la taille de la grille est faible plus l'approximation de la déformation dans les zones à fort gradient est bonne. Sur les zones à faible gradient il y a peu d'influence. Attention, les informations ne sont pas calculées aux mêmes points.

Concernant la variation de la taille du motif (**Figure 74 a, 74 b**), nous obtenons pratiquement les mêmes courbes. L'information de base de la technique par corrélation d'images est le déplacement. Ce dernier est obtenu à partir du motif donc ce paramètre doit être suffisamment grand pour retrouver le taux de variabilité du déplacement. Ainsi, la taille minimale du motif a été choisie (10 pixels) ce qui permet de ne pas pénaliser le temps de calcul.

Le diamètre le plus significatif est celui qui est perpendiculaire à la rupture. Pour nos essais, c'est le diamètre vertical qui va être étudié. Pour obtenir un meilleur compromis entre le temps de calcul et la précision du résultat, nous avons décidé de retenir la taille de la grille égale à 10 et la taille du motif égale à 10.

3.5 Analyse expérimentale de la striction

En emboutissage, les déformations maximales admissibles par le matériau sont limitées par le phénomène de l'apparition de la striction puis de la rupture. Ce phénomène se manifeste par un défaut d'abord visuel. Afin de contrôler et d'optimiser les processus de mise en forme par emboutissage, il faut être en mesure de prédire le début et le développement de la localisation.

Dans ce paragraphe, nous allons donner différentes méthodes possibles de détermination de cette amorce de localisation.

Les différents flans sont emboutis jusqu'à la rupture (*Figure 75*). La fréquence d'acquisition des images est de 1 image par seconde et la vitesse de déplacement du poinçon est de 2 mm/min.

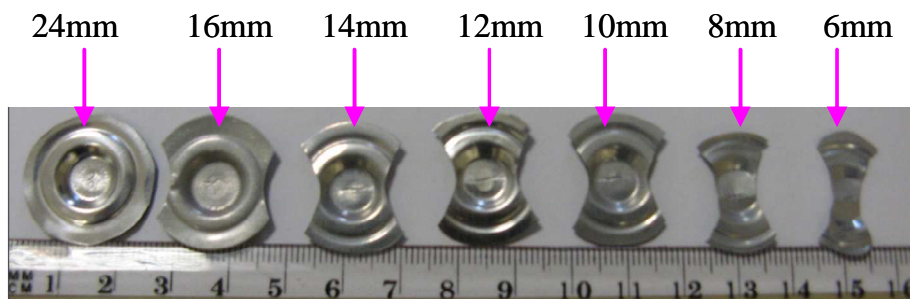


Figure 75 : Echantillons emboutis.

3.5.1 Détection de la striction

Divers essais de micro-emboutissage ont été réalisés pour tous les types d'échantillons (24, 16, 14, 12, 10, 8 et 6 mm), en faisant trois essais de chaque.

Dans ce paragraphe, diverses méthodes permettant de prédire le début de la striction sont proposées. Pour certains essais, la rupture n'est pas apparue au centre de l'échantillon, aussi certaines méthodes peuvent être appliquées, mais d'autres non. Ceci explique que le nombre de points sur les courbes peut différer d'une méthode à l'autre. Par la suite, nous proposons quatre méthodes. Tout d'abord la méthode de la dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc reposant sur l'émergence d'un défaut distinct. La deuxième méthode, celle des trajets de déformations dépend du changement de pente des trajets. La troisième méthode, celle des polynômes basée sur l'ajustement des courbes de déformations majeures obtenues avec un polynôme de degré 6. La dernière méthode s'appuie sur l'analyse des profils de déformations.

3.5.1.1 Première méthode : dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc

Dans cette première méthode, on considère que l'apparition du premier point blanc correspond à un reflet dû à un écaillage de la peinture créé par une diminution d'épaisseur donc le début de la localisation (*Figure 76*). Pour obtenir la dernière image avant l'apparition de la striction, nous sommes partis de la dernière image enregistrée

avec une rupture. On remonte alors la chronologie des images jusqu'à la disparition du dernier pixel blanc apparu dans la zone de rupture.

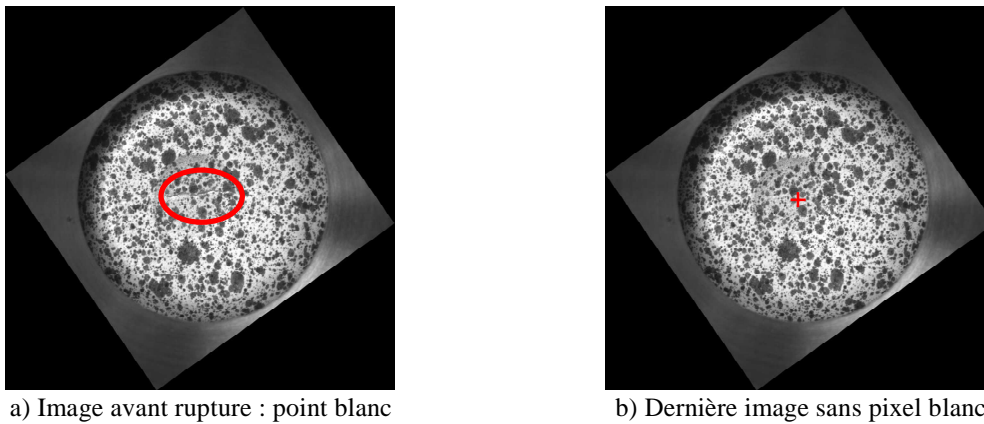


Figure 76 : Exemples d'images avec et sans rupture d'un échantillon de largeur 14 mm.

La cartographie des déformations majeures obtenue pour la dernière image avant l'apparition de la striction pour un échantillon de largeur 14 mm est présentée sur la **Figure 77**.

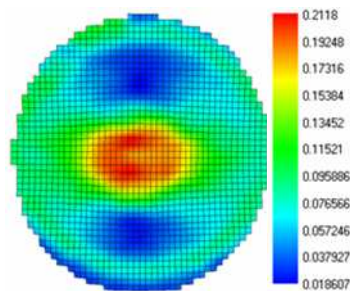


Figure 77 : Cartographie des déformations majeures.

Les déformations majeures et mineures de l'échantillon sont extraites pour le diamètre vertical qui est perpendiculaire à la rupture (**Figure 78**).

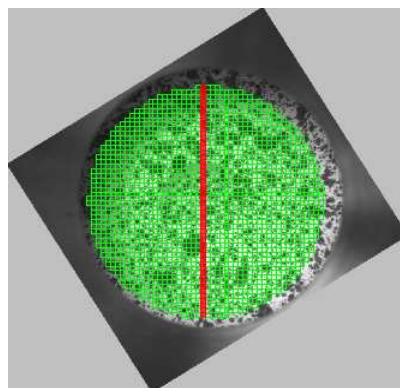


Figure 78 : Exemple d'échantillon de largeur 14 mm avec le diamètre vertical.

Ces déformations obtenues sont reportées sur un graphe en fonction du numéro de quadrilatère (*Figure 79*). La valeur de la déformation majeure à l'apparition de la striction correspond au pic maximum obtenu (*Figure 79*). On récupère alors la valeur de la déformation mineure (*Figure 79*) correspondant au numéro de quadrilatère du pic maximum.

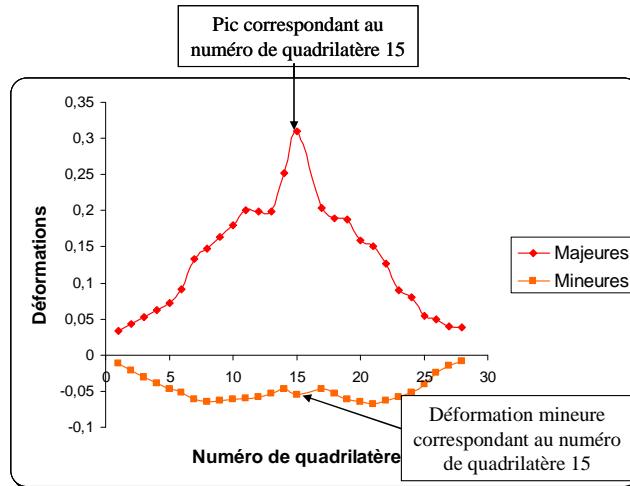


Figure 79 : Déformations majeures et mineures de la dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc.

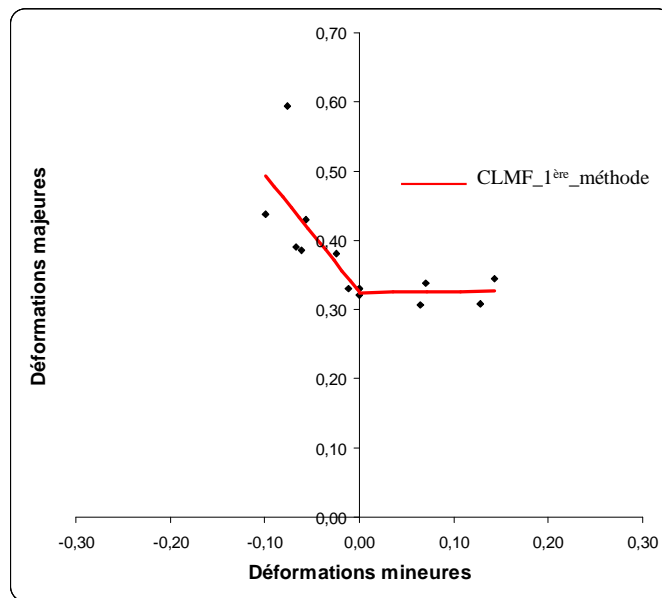


Figure 80 : Courbe limite de micro-formage obtenue avec la méthode de la dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc le long du diamètre vertical.

Ceci a été répété pour tous les échantillons (24, 16, 14, 12, 10, 8 et 6 mm), en faisant trois essais de chaque. Ensuite, nous avons superposé les déformations majeures en fonction des déformations mineures pour chaque échantillon sur un même graphe. Pour obtenir la courbe limite de formage, on utilise la méthode des moindres carrés pour tracer une droite sur l'ensemble des points avec des déformations mineures

positives (domaine d'expansion) et une autre droite sur les points avec les déformations mineures négatives (domaine de retrait). Les deux droites rassemblées représentent la courbe limite de micro-formage (*Figure 80*).

3.5.1.2 Deuxième méthode : méthode des trajets de déformation

On utilise les essais expérimentaux réalisés précédemment, seule l'exploitation des images est différente. On cherche la dernière image avant l'apparition de la rupture, on cherche le quadrilatère où se produit la rupture puis on étudie les trajets de déformations de ce quadrilatère plus les huit quadrilatères qui l'entourent (*Figure 81*).

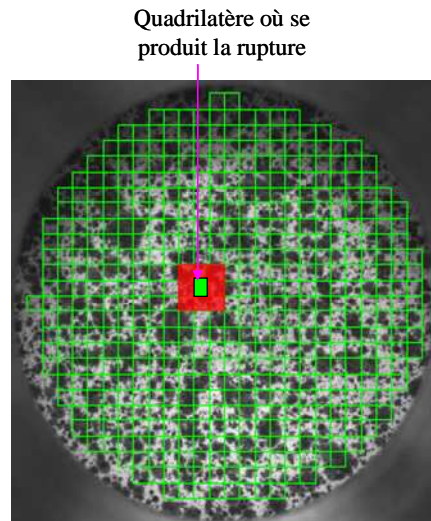


Figure 81 : Zone d'analyse.

On analyse la trajectoire de la déformation pour chaque point de cette région, et on regroupe l'évolution des déformations principales logarithmiques de tous ces points sur un même diagramme. Les différentes courbes obtenues (*Figure 82*) représentent les trajets de déformation pour les 9 points retenus dans la zone d'analyse.

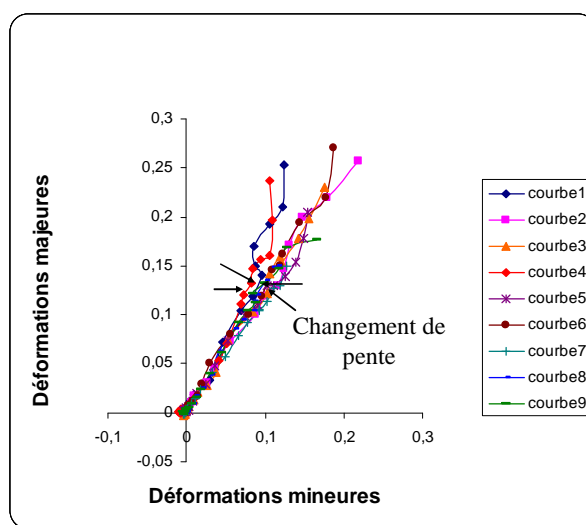


Figure 82 : Exemples de trajets de déformation des points de la zone critique.

Les courbes sont linéaires au début de l'emboutissage puis changent de pente. On estime que ce changement de pente de la trajectoire de la déformation correspond à l'apparition de la striction.

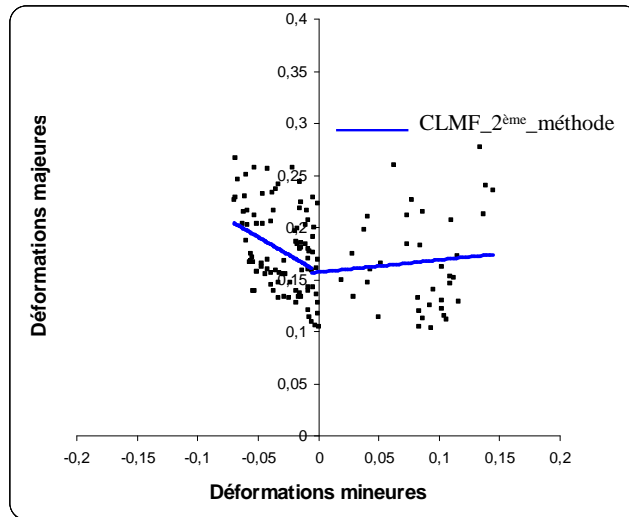


Figure 83 : Courbe limite de micro- formage obtenue avec la méthode des trajets de déformations.

Le tracé par deux demi-droites des moindres carrés permet d'obtenir la CLF. La courbe limite de micro-formage obtenue avec la méthode des trajets de déformations est présentée sur la **Figure 83**. Pour cette méthode, on obtient beaucoup plus de points que pour la courbe limite de micro-formage car on retient pour chaque essai 9 points dans la zone d'analyse contrairement à la première méthode où un seul point est obtenu pour chaque essai. Avec cette méthode, une dispersion importante est observée. La courbe limite de micro-formage obtenue avec cette méthode est plus basse que celle obtenue avec la première méthode qui est très proche de la rupture.

3.5.1.3 Troisième méthode : méthode des polynômes

Cette méthode s'inspire de la méthode de Bragard [BRA 72] présentée dans le chapitre I §1.3.4.2. Elle consiste à ajuster avec un polynôme de degré 6 ($f(x) = ax^6 + bx^5 + cx^4 + dx^3 + ex^2 + fx + g$), les courbes de déformations majeures obtenues dans la première méthode le long du grand axe de l'échantillon passant par le pixel blanc (**Figure 84**). Un polynôme de degré 6 est utilisé ici car le polynôme de degré 2 utilisé dans la méthode de Bragard donne une courbe très éloignée des points expérimentaux.

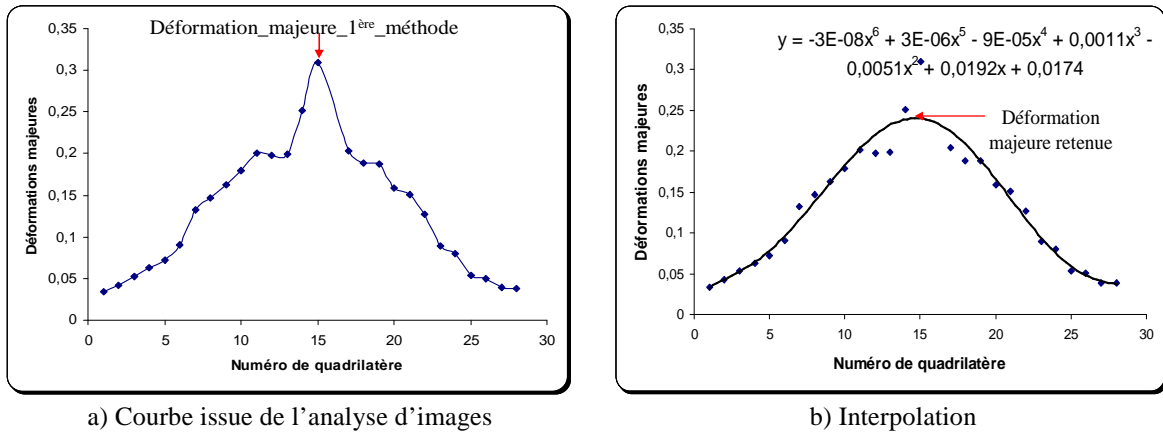


Figure 84 : Détermination de la déformation majeure à la striction avec la méthode des polynômes.

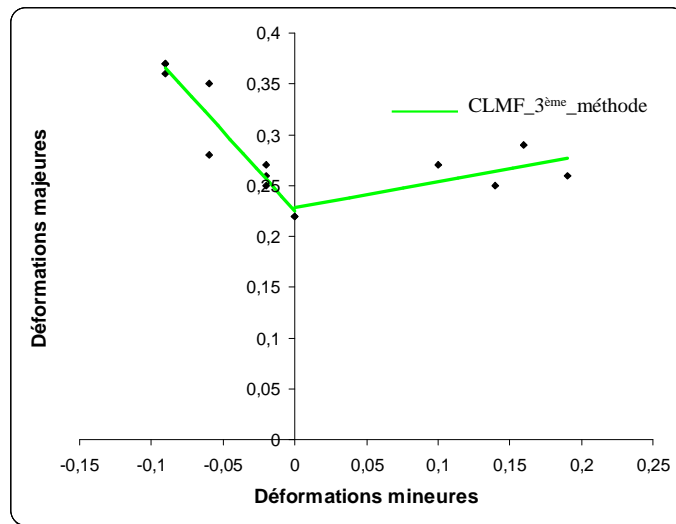


Figure 85 : Courbe limite de micro-formage obtenue avec la méthode des polynômes.

La valeur maximale du polynôme est la limite recherchée pour la déformation majeure (**Figure 84 b**). La déformation mineure est la valeur correspondant au numéro de quadrilatère de la déformation maximale du polynôme. La méthode a été appliquée aux différents échantillons et la courbe limite de micro-formage (**Figure 85**) a été obtenue en traçant la courbe des déformations majeures en fonction des déformations mineures. Cette courbe se trouve entre les courbes obtenues avec les deux premières méthodes. La méthode du second gradient extraite de la norme ISO/DIS 12004 [DRA 07] n'a pas pu être appliquée compte tenu du nombre de points insuffisants autour de la rupture (**Figure 86**).

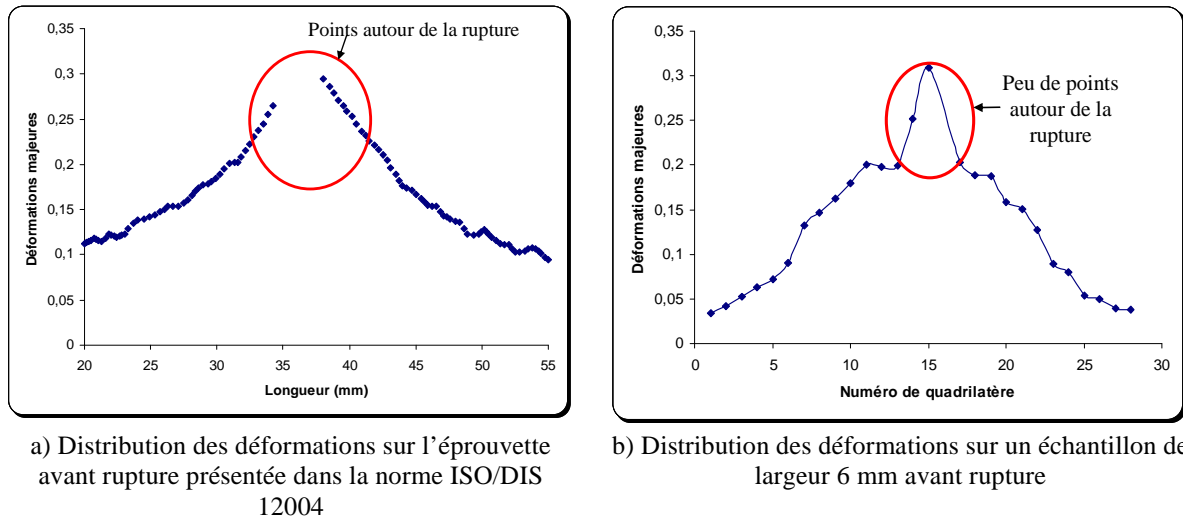


Figure 86 : Comparaison de la distribution des déformations utilisée dans la norme ISO/DIS 12004 et celle de nos essais.

3.5.1.4 Quatrième méthode : méthode des profils de déformations

Concernant cette dernière méthode, nous avons calculé les déformations maximales et minimales le long de la grande génératrice (diamètre vertical) pour toutes les images pendant le processus d'emboutissage. Nous avons effectué une analyse en absolu c'est-à-dire chaque image est comparée à la première image et une analyse en relatif c'est-à-dire chaque image est comparée à l'image précédente. Pour chaque analyse, nous avons tracé l'évolution des déformations maximales et minimales le long du diamètre vertical pour chaque instant de l'essai. Nous n'avons représenté que les six derniers temps précédant la rupture lors de l'emboutissage. Nous avons d'abord étudié l'évolution des profils de déformations maximales en relatif ou profil des vitesses de déformations (**Figure 87 a**).

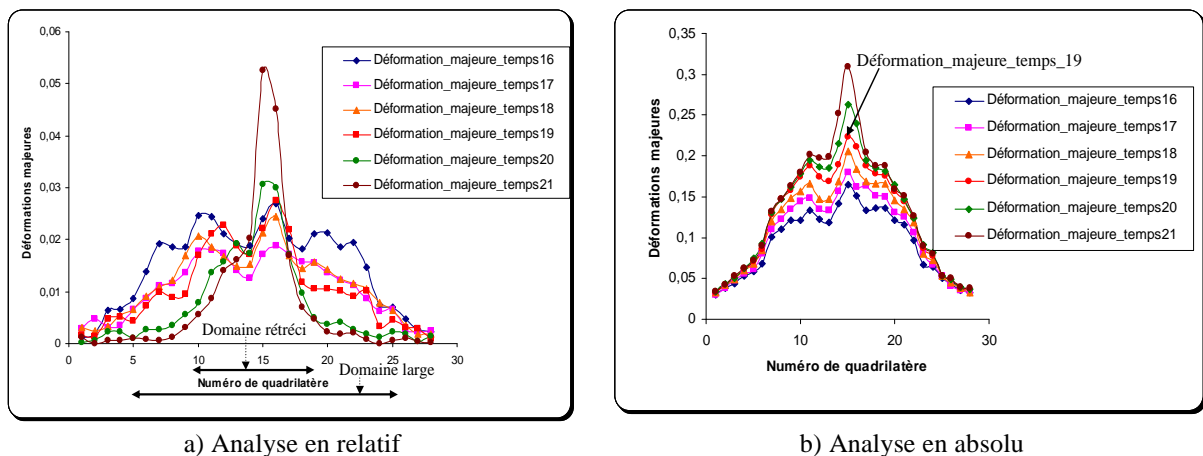


Figure 87 : Exemple du profil des déformations maximales le long du diamètre vertical pour les six derniers temps précédant la rupture.

Nous remarquons qu'il y a pour les temps 16, 17 et 18, un large domaine sur lequel les déformations se développent, entre les numéros de quadrilatère 5 et 25, qui se rétrécit pour les temps 19, 20 et 21 entre les numéros de quadrilatère 10 et 18. Nous considérons que le début de la striction correspond à l'image du temps 19 où la largeur du domaine de déformation s'est réduite. La déformation majeure correspond à la valeur maximale du temps 19 en absolu (**Figure 87 b**). On récupère la déformation mineure du temps 19 (**Figure 88**) correspondant au numéro de quadrilatère de la déformation majeure.

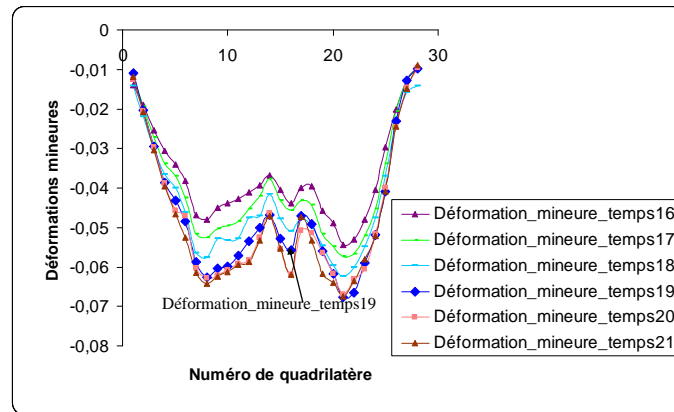


Figure 88 : Exemple du profil des déformations minimales le long du diamètre vertical pour les six derniers temps précédant la rupture avec une analyse en absolu.

Toutes les déformations maximales et minimales des différents échantillons ont été obtenues ainsi. La courbe limite de micro-formage obtenue avec cette méthode est représentée sur la **Figure 89**.

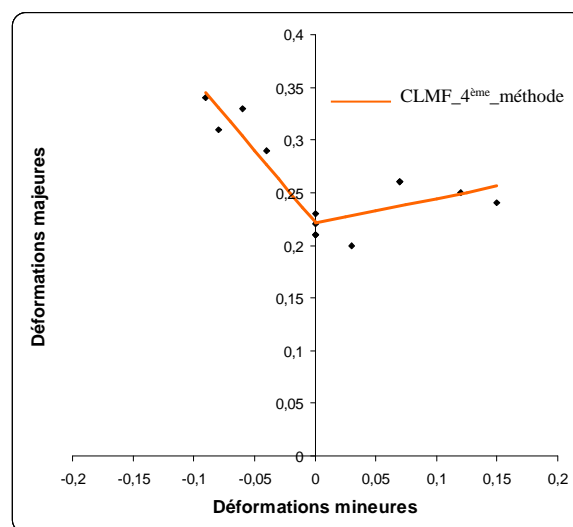


Figure 89 : Courbe limite de micro- formage obtenue avec la méthode du profil des déformations.

3.5.1.5 Comparaison des méthodes

Pour une meilleure comparaison des différentes méthodes, nous avons superposé les quatre courbes limites de micro-formage obtenues sur une même figure (*Figure 90*). Il peut être remarqué, sur les *Figures 80, 83, 85 et 89*, qu'il y a des divergences de certains points certainement dues à la technique utilisée pour l'élaboration de l'échantillon. En fait, pour la préparation de la sous-épaisseur, la machine à électroérosion est utilisée et la rugosité de la surface est différente des autres régions de l'échantillon. En outre, la rugosité de la surface peut montrer quelques irrégularités.

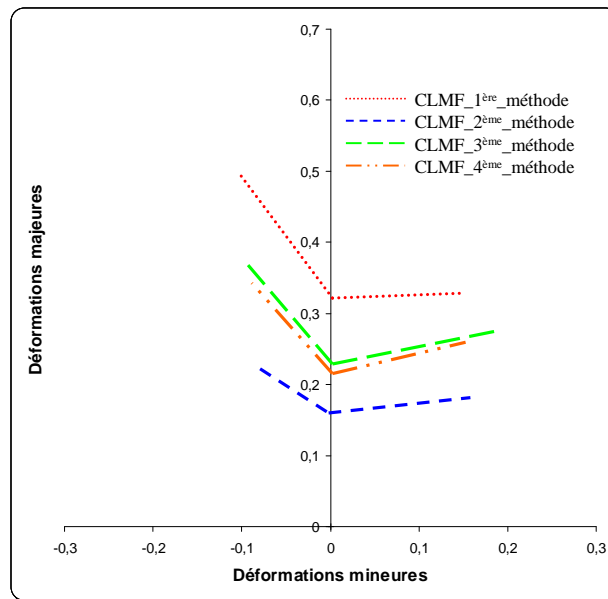


Figure 90 : Comparisons des courbes limites de micro-formage.

Quatre méthodes différentes ont été trouvées, plus ou moins faciles à mettre en application. La question que l'on se pose maintenant est : laquelle de ces courbes faut-il retenir ? Pour répondre à cette question, il est nécessaire de faire une validation expérimentale avec l'essai de coupelle.

3.5.2 Validation expérimentale avec l'essai de coupelle

Pour l'essai expérimental de validation, les échantillons ont été usinés avec la machine à électroérosion par enfonçage jusqu'à une épaisseur de 0,1 mm pour obtenir le même état de surface que la sous-épaisseur des échantillons emboutis (*Figure 91*) présentés dans le chapitre III §3.3. Des flans circulaires d'épaisseur 0,1 mm et de différents diamètres (14 mm, 15 mm et 16 mm) ont été découpés.

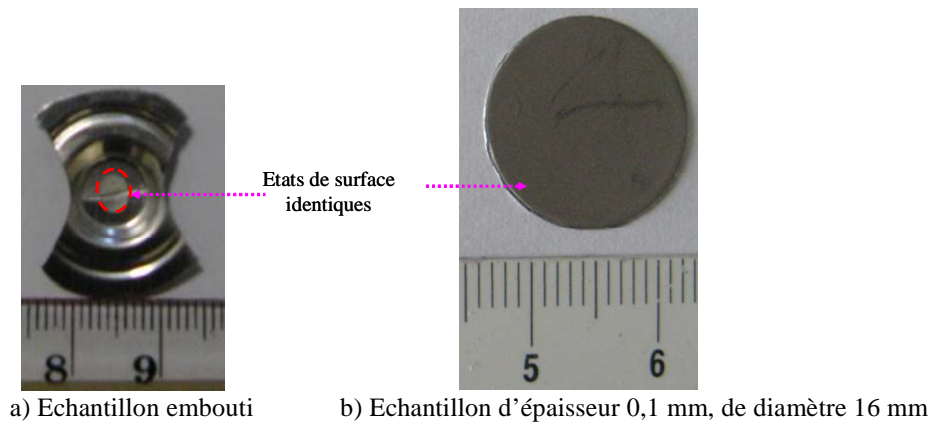


Figure 91 : *Etats de surface des échantillons.*

Après la découpe, les flans ont été recuits à 600°C pendant 2 h. La micro-presse placée sur la machine de traction est utilisée. Un nouveau poinçon de diamètre 9,4 mm a été utilisé pour les essais. Les échantillons sont correctement centrés dans la matrice à l'aide d'anneaux. Les flans ne sont pas bloqués lors de l'emboutissage pour faciliter leur glissement de manière à obtenir une coupelle (**Figure 92**). La mesure des déformations a été effectuée avec la technique de numérisations 3D par stéréo-corrélation. Cette technique est présentée dans le chapitre II § 2.3.2.

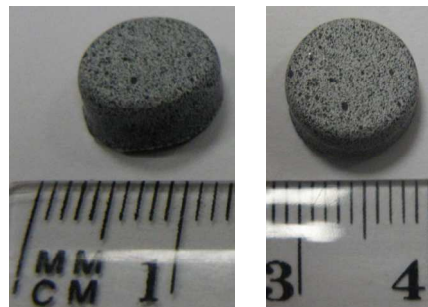


Figure 92 : *Exemple de coupelle.*

Deux images stéréoscopiques ont été prises simultanément avant et après déformation (**Figure 93**).

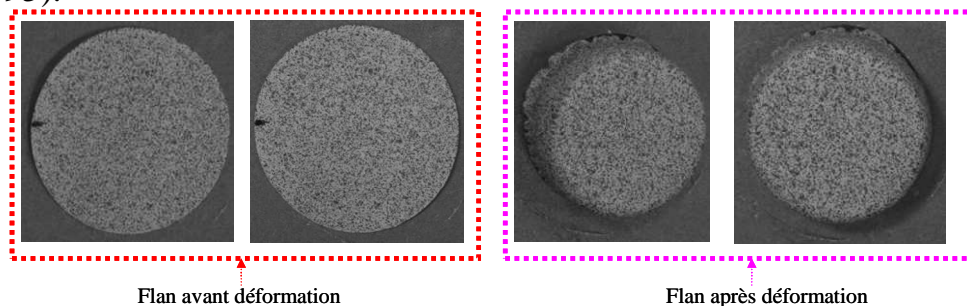


Figure 93 : *Double image stéréoscopique avant et après déformation.*

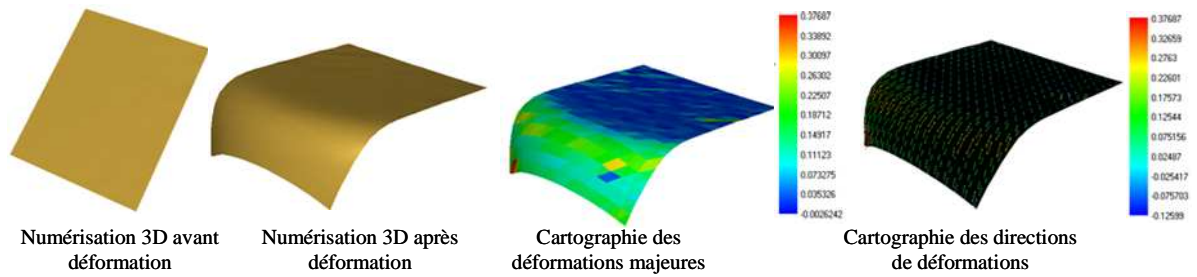


Figure 94 : Calcul des déformations obtenues avec les deux numérisations 3D.

3.5.2.1 Résultats obtenus avec les essais de coupelles

Les essais ont été effectués pour des disques d'épaisseur 0,1 mm et de diamètres respectifs 14, 15 et 16 mm. Les coupelles ne présentant pas de rupture ont été obtenues pour les flans de diamètres 14 et 15 mm, tandis que le flan de diamètre 16 mm est rompu (**Figure 95**).

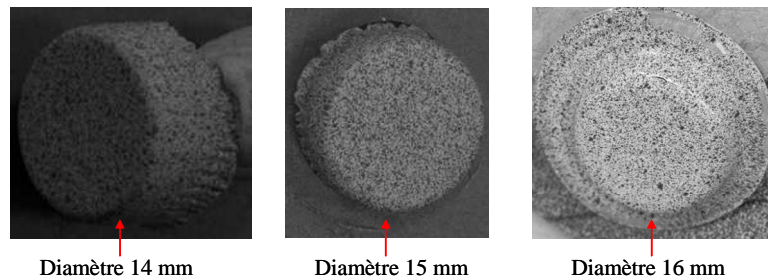


Figure 95 : Les différentes largeurs de coupelles.

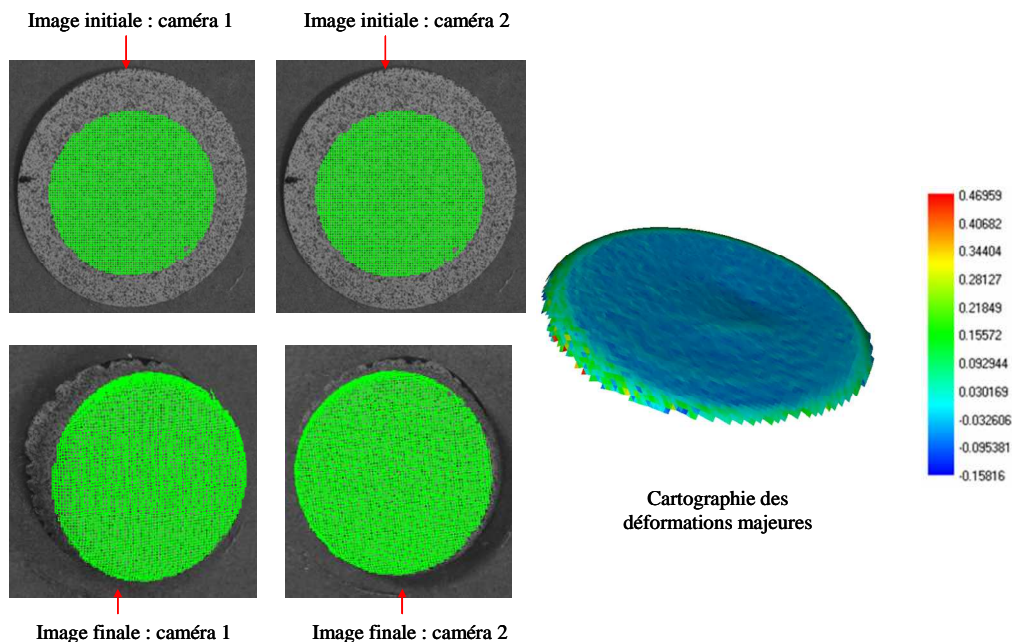


Figure 96 : Calcul des déformations de la coupelle de diamètre 15 mm.

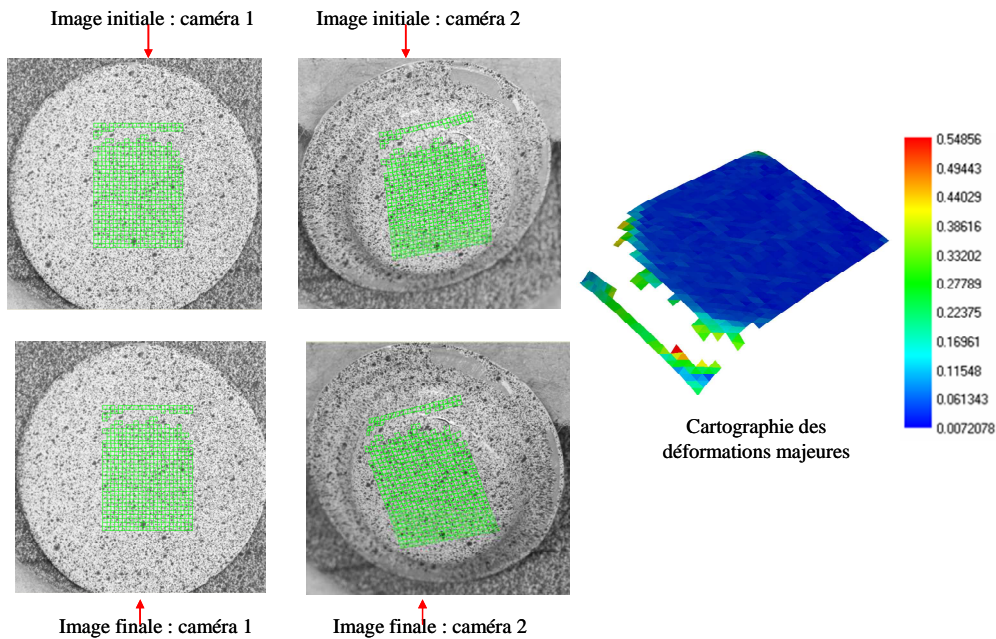


Figure 97 : Calcul des déformations sur le flan rompu de diamètre 16 mm.

Certaines rides peuvent être observées sur la surface cylindrique de la coupelle (**Figures 93, 95**). Elles sont dues à un trop grand jeu entre la matrice et le poinçon. Vollersten et al. [VOL 04] ont obtenu des rides sur leur micro-coupelle d'aluminium 99,5 %, conformément à nos résultats. En utilisant la technique de numérisation 3D, les déformations majeures et mineures de l'échantillon de diamètre 15 mm (coupelle obtenue avant rupture) ont été extraites (**Figure 96**). Les déformations majeures et mineures du flan rompu de diamètre 16 mm ont également été analysées (**Figure 97**). Nous avons tracé les déformations majeures en fonction des déformations mineures pour la coupelle de diamètre 15 mm (**Figure 98**) et pour le flan rompu de diamètre 16 mm (**Figure 99**).

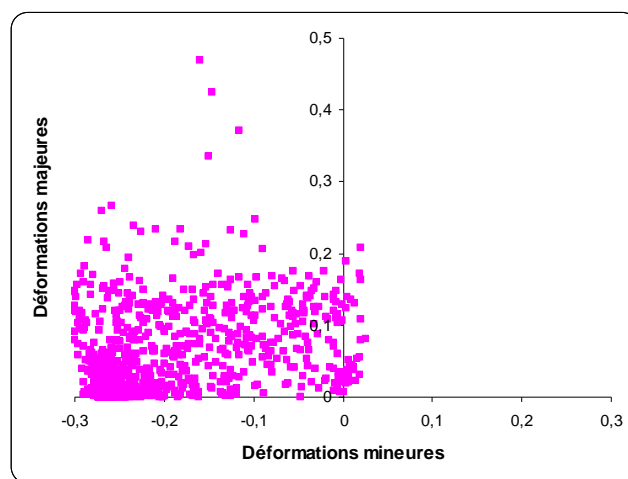


Figure 98 : Résultats obtenus avec l'essai de coupelle (diamètre 15 mm).

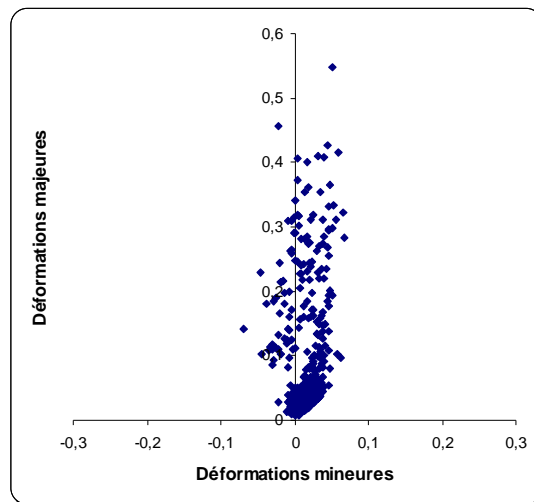


Figure 99 : Résultats obtenus avec le flan rompu (diamètre 16 mm).

3.5.2.2 Comparaison des courbes limites de micro-formage avec l'essai de coupelle

Pour une meilleure comparaison, nous avons superposé sur un même graphe (*Figure 100*) les différentes courbes limites de micro-formage et les résultats obtenus avec l'essai de coupelle de diamètre 15 mm et sur un autre graphe (*Figure 101*) les courbes limites de micro-formages obtenues expérimentalement avec les résultats du flan rompu de diamètre 16 mm.

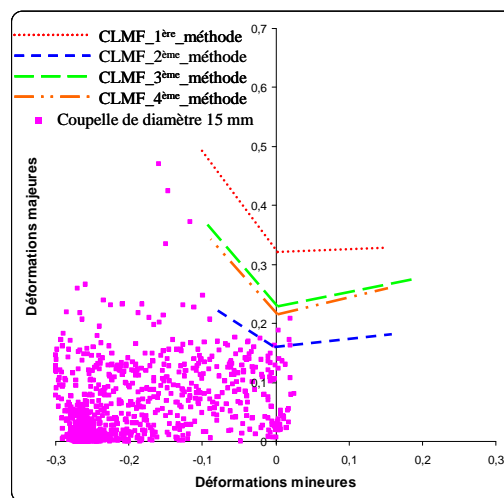


Figure 100 : Comparaison des résultats obtenus expérimentalement avec la coupelle de diamètre 15 mm.

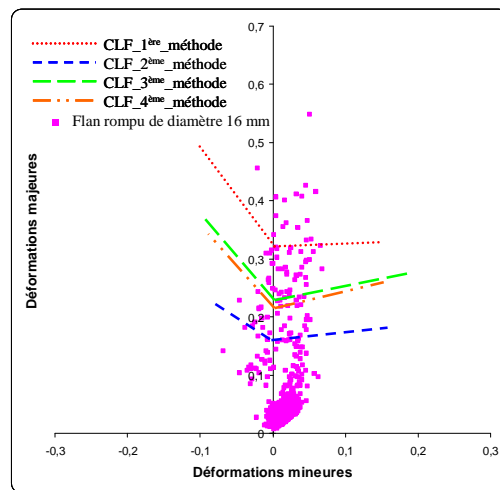


Figure 101 : Comparaison des résultats obtenus expérimentalement avec le flan rompu de diamètre 16 mm.

Nous pouvons observer que la courbe limite de micro-formage obtenue par la première méthode (premier pixel blanc) est nettement au-dessus des points des déformations de l'essai de coupelle de diamètre 15 mm (**Figure 100**) et dans le nuage des points des déformations du flan rompu (**Figure 101**). La deuxième méthode, par analyse des trajets de déformations, prévoit l'apparition de la striction trop tôt. Les courbes limites de micro-formage correspondant à la méthode des polynômes (3^{ème} méthode) et celle correspondant à la méthode des profils de déformations (4^{ème} méthode) sont très proches des points de l'essai de coupelle et sont situées légèrement au-dessus de ceux-ci. Elles semblent particulièrement bien adaptées à la prévision de la striction.

3.6 Conclusion

Dans ce chapitre, un dispositif fondé sur le principe de l'essai Marciniak, couplé avec un système de mesure des déformations utilisant l'analyse d'images, a été utilisé pour obtenir quatre méthodes de détermination des courbes limites de micro-formage pour des matériaux de faible épaisseur. La première méthode, qui est celle de la dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc, est fondée sur l'apparition d'un défaut distinct. La deuxième repose sur le changement de pente des trajets de déformations. La méthode des polynômes est fondée sur l'ajustement avec un polynôme de degré 6 des déformations maximales calculées avec la méthode de la dernière image avant l'apparition d'un pixel blanc. La dernière méthode s'appuie sur l'étude des profils de déformations.

Ces quatre méthodes sont validées à l'aide de l'essai de coupelle. La méthode de l'apparition du pixel blanc est située largement au-dessus des points obtenus avec l'essai de coupelle, mais ce n'est pas surprenant dans la mesure où cette méthode est proche de l'apparition de la rupture. La méthode des profils de déformations et celle des polynômes sont proches des points de l'essai de coupelle et ainsi plus proche du début de la striction. La méthode des polynômes est la plus objective et semble être la

meilleure façon d'analyser le formage des matériaux de faible épaisseur. Elle est, de plus, facilement programmable pour être utilisée de manière automatique.

4 Chapitre IV : Etude numérique de la micro-formabilité

4.1 Introduction

La simulation numérique du procédé d'emboutissage par la méthode des éléments finis est un moyen robuste et avantageux permettant la mise au point de gammes d'opérations d'emboutissage. Des informations sur la réussite d'une pièce peuvent être obtenues par simulation numérique en combinant le calcul par éléments finis et des critères de détection du début de la striction. L'objectif de ce chapitre est d'étudier les courbes limites de micro-formage issues de la simulation numérique du micro-emboutissage, utilisant différents critères de détection de la striction. Une simulation de différentes géométries de flans, prenant en compte l'état de surface de la sous-épaisseur, est d'abord effectuée dans le but de déterminer les courbes limites de micro-formage et les comparer à celles obtenues expérimentalement dans le chapitre précédent.

Pour obtenir les courbes limites de micro-formage, nous avons testé deux critères d'apparition de la striction. La détermination des déformations à l'apparition de la striction a été réalisée en utilisant plusieurs méthodes. Elles sont liées aux histogrammes représentant la distribution des déformations majeures et mineures. Plusieurs courbes limites de micro-formage ont été obtenues pour chaque critère de localisation. La comparaison de ces courbes avec celles obtenues expérimentalement nous a permis de faire un choix parmi ces méthodes. La méthode choisie est ensuite utilisée pour l'exploitation d'une simulation numérique que nous avons qualifiée de réduite.

Par « réduite », on entend que seulement une plaque carrée d'épaisseur 0,1 mm (correspondant à une partie de la sous-épaisseur des échantillons emboutis) est simulée en imposant les conditions aux limites de symétrie et en déplacement adéquates. Cette restriction permet de s'affranchir de représenter tout l'outillage avec des conditions aux limites qui ne sont pas forcément évidentes à définir, d'éviter la modélisation du contact avec la détermination du coefficient de frottement difficile à obtenir en emboutissage tout en diminuant le temps de calcul. Il est alors possible de simuler des trajets de déformations en traction, traction large et expansion. Le but final est d'arriver à déterminer de manière très rapide les courbes limites de micro-formage. Cette simulation a été réalisée en introduisant dans un premier temps des défauts géométriques et dans un second temps l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure à partir d'une loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur.

4.2 Présentation du code éléments finis Abaqus

Le logiciel Abaqus [HIB 05], [HIB 05-1] est utilisé pour réaliser nos simulations. Ce code d'éléments finis, qui repose sur la décomposition en éléments simples de la géométrie d'un modèle, résout pour tous les éléments du solide l'équation d'équilibre et calcule les contraintes et les déplacements. Il existe différentes versions d'Abaqus : Abaqus/Explicite qui emploie un schéma explicite pour résoudre les problèmes dynamiques et quasi-statiques et Abaqus/Standard (implicite) qui utilise un schéma

d'intégration implicite pour résoudre les problèmes statiques, dynamiques linéaires ou non linéaires.

4.2.1 Abaqus/Explicite

Le schéma explicite est fondé sur le principe fondamental de la dynamique :

$\sum \vec{F} = m\vec{\gamma}$, où \vec{F} représente la force, m la masse et $\vec{\gamma}$ l'accélération. Les équations d'équilibre appliquées à chaque nœud sont représentées par :

$$M\ddot{u} = P - I \quad (45)$$

où M est la matrice de masse diagonale, \ddot{u} l'accélération nodale, P représente les efforts extérieurs appliqués aux nœuds et I représente les efforts intérieurs appliqués aux nœuds.

A l'instant t , l'accélération aux nœuds est calculée par :

$$\ddot{u}_t = M^{-1}(P - I)_t \quad (46)$$

Le calcul de l'équation (46) est simple à effectuer car la matrice est diagonale donc pas besoin de décomposer la matrice ni d'effectuer des itérations d'équilibre à chaque incrément de temps de calcul.

Les vitesses des nœuds \dot{u} sont ensuite déterminées à l'instant $(t + \Delta t/2)$ et les déplacements des nœuds u à l'instant $(t + \Delta t)$:

$$\dot{u}_{(t+\Delta t/2)} = \dot{u}_{(t-\Delta t/2)} + \frac{\Delta t_{(t+\Delta t)} + \Delta t_t}{2} \ddot{u}_t \quad (47)$$

$$u_{(t+\Delta t)} = u_t + \Delta t_{(t+\Delta t)} \dot{u}_{(t+\Delta t)} \quad (48)$$

Ensuite les déformations sont calculées à partir des déplacements et on en déduit les contraintes avec la loi de comportement, les variables d'état ainsi que les efforts internes. Par la suite, le temps est actualisé et le processus est renouvelé. Donc Abaqus/explicite donne les résultats à la fin de l'incrément de temps. Chaque incrément représente un coût faible en temps. Néanmoins, Abaqus gère l'incrément de temps Δt qui est lié au maillage et qui est calculé par la relation suivante :

$$\Delta t = \frac{L_e}{C_d} \text{ avec } C_d = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (49)$$

où L_e représente la longueur de l'élément le plus petit du maillage, C_d la vitesse de propagation du son, E le module d'Young et ρ la masse volumique.

Donc quand la masse volumique augmente, le calcul est plus rapide. La masse volumique peut être augmentée artificiellement, en utilisant le coefficient de « mass scaling », sans avoir une forte incidence sur l'énergie cinétique. Toutefois, au-delà d'une certaine valeur, ce coefficient peut conduire à des résultats erronés. Les effets d'inertie doivent être suffisamment faibles pour être négligés. Le moyen de vérifier que la solution est considérée comme quasi-statique ou non est d'analyser les fractions

d'énergies. Cette analyse consiste à vérifier que l'énergie cinétique de l'objet à déformer ne dépasse pas 5 % de l'énergie interne [PRI 94] lors de la simulation numérique.

4.2.2 Abaqus/Standard (Implicite)

Le schéma implicite est dérivé du principe fondamental de la statique ($\sum \vec{F} = \vec{0}$). La version Abaqus/standard utilise le principe des puissances virtuelles et nécessite l'évaluation d'une matrice de rigidité pour effectuer les calculs nodaux. Dans ce cas, les matrices de masse et de rigidité ne sont pas diagonales.

Les méthodes Abaqus/Explicit et Abaqus/Standard pour les problèmes non linéaires ont été comparées par [REB 92]. La méthode implicite qui est stable rencontre des difficultés quand un modèle complexe tridimensionnel est pris en compte. Ces difficultés peuvent être causées soit par la réduction de l'incrément de temps qui se poursuit, soit par le coût de calcul de la matrice de raideur qui est augmentée de façon spectaculaire et cause même des divergences, soit par des instabilités locales causées par l'équilibre de la force.

Les techniques explicites sont donc prévues pour surmonter les difficultés des méthodes implicites [HIB 94]. Pour la méthode explicite le coût de calcul est approximativement proportionnel à la taille du modèle éléments finis et ne change pas de façon spectaculaire comme la méthode implicite. L'algorithme explicite assure une certaine robustesse et présente une bonne résolution des contacts ce qui est un autre intérêt vis-à-vis de la simulation du procédé.

4.3 Simulation numérique avec l'outillage complet

La simulation numérique avec l'outillage complet est effectuée avec le code éléments finis Abaqus/Explicit en utilisant un mode de calcul double précision.

Les conditions de contact sont complexes en emboutissage et il faut les maîtriser, ce qui nous a motivé à choisir la version explicite qui possède un avantage non négligeable : la gestion du contact entre les pièces est robuste, tandis que dans la version implicite, celle-ci est délicate et le système devient parfois instable.

4.3.1 Outillage de micro-emboutissage

Les outils (matrice, serre-flan, poinçon) sont décrits par des surfaces rigides analytiques (*Figure 102*) alors que le flan est modélisé avec des éléments 3D. Les flans ont une épaisseur de 0,2 mm et une sous-épaisseur de 0,1 mm de diamètre 3 mm au centre du flan, remplaçant ainsi l'utilisation d'un contre-flan. Différentes géométries de flans (24 mm, 10 mm et 6 mm) ont été modélisées. Nous n'avons spécifié qu'un quart de flan, en utilisant la symétrie du problème pour diminuer le temps de calcul. Concernant la modélisation du flan, on s'est limité à un diamètre de 18 mm qui correspond au diamètre du jonc de serrage qui permet de fixer le flan entre la matrice et le serre-flan. Les flans (*Figure 103*) ont été maillés avec des éléments hexaédriques de type C3D8R comportant un élément dans la sous-épaisseur centrale et

deux dans l'épaisseur. La sous-épaisseur centrale sera appelée zone centrale par la suite.

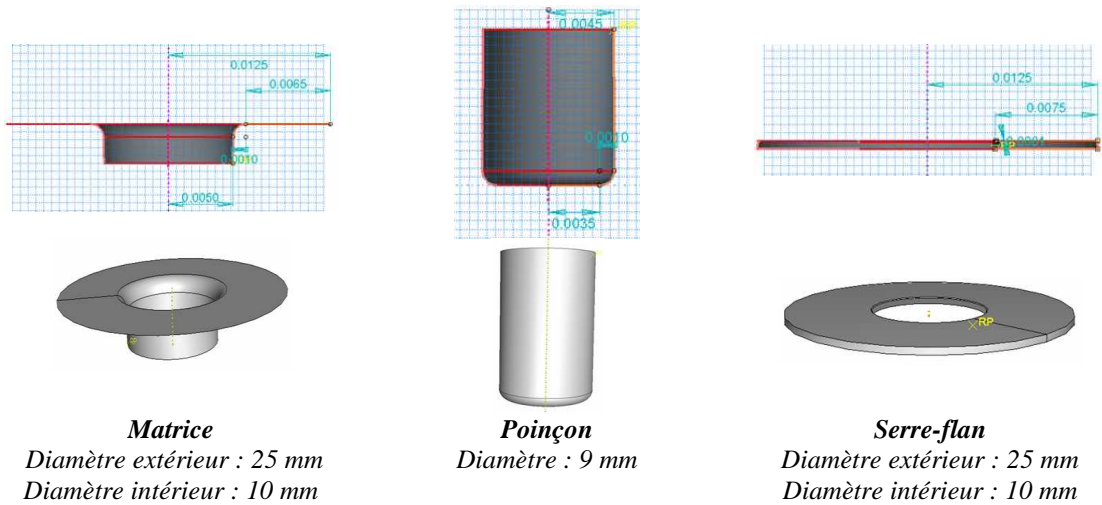


Figure 102 : Création des pièces de l'outillage.

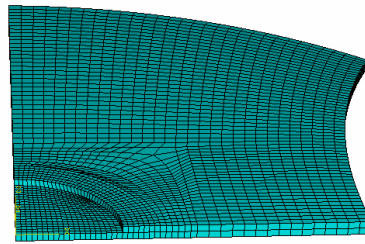


Figure 103 : Exemple du maillage d'un quart de flan de largeur 10 mm.

4.3.2 Modèle de comportement

L'objectif est d'emboutir des échantillons d'épaisseur 0,2 mm avec une sous-épaisseur de 0,1 mm usinée par électroérosion dans la zone centrale des échantillons. Les paramètres mécaniques du matériau ont été identifiés pour les échantillons d'épaisseur 0,2 mm car d'après Ho et Newman [HO 03] l'usinage par électroérosion n'affecte pas les propriétés mécaniques du matériau. Un modèle de comportement de type élasto-plastique anisotrope a été implantée. Nous avons introduit dans le logiciel d'éléments finis Abaqus un module d'Young de 60 GPa, un coefficient de Poisson de 0,3, une masse volumique de 2700 kg/m^3 et la courbe de référence de direction 0° pour un échantillon d'épaisseur 0,2 mm qui correspondent aux paramètres trouvés dans les essais expérimentaux en traction (Chapitre II §2.4.3). Concernant la courbe de référence, la première partie de la courbe est définie par les points obtenus expérimentalement avec l'essai de traction d'un échantillon de direction 0° pour la partie plastique, la seconde partie est obtenue en calculant les coefficients K et n de type Hollomon à partir de la courbe expérimentale (**Figure 104**).

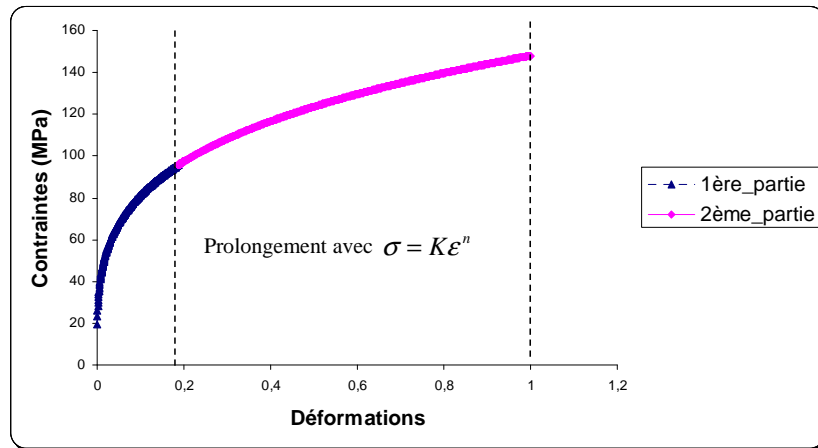


Figure 104 : Courbe de référence.

Nous avons également introduit les coefficients R_{11} , R_{22} , R_{33} , R_{12} , R_{13} et R_{32} qui sont le rapport des contraintes équivalentes de Hill par rapport à la direction de référence. Ces coefficients s'obtiennent en utilisant les coefficients d'anisotropie, présentés dans le chapitre II §2.4.3.2, à partir des formules suivantes :

$$R_{11} = R_{13} = R_{32} = 1 \quad (50)$$

$$R_{22} = \sqrt{\frac{r_y * (r_x + 1)}{r_x * (r_y + 1)}} \quad (51)$$

$$R_{33} = \sqrt{\frac{r_y * (r_x + 1)}{(r_x + r_y)}} \quad (52)$$

$$R_{12} = \sqrt{\frac{3 * r_y * (r_x + 1)}{(r_x + r_y) * (2r_{45} + 1)}} \quad (53)$$

Avec

$$r_x = \frac{d\epsilon_{22}}{d\epsilon_{33}} = \frac{H}{G} \text{ et } r_y = \frac{d\epsilon_{11}}{d\epsilon_{33}} = \frac{H}{F} \quad (54)$$

H, G et F représentent les coefficients de Hill calculés dans le chapitre II §2.4.3.2. Les paramètres du modèle de comportement sont récapitulés dans le **Tableau 15**.

Module d'Young (MPa)	60					
Masse volumique (kg/m³)	2700					
Coefficient de Poisson	0,3					
Courbe de référence	K (MPa)				n	
	148				0,26	
Coefficients de Hill	R ₁₁	R ₁₃	R ₃₂	R ₂₂	R ₃₃	R ₁₂
	1	1	1	1,288	0,994	1,258

Tableau 15 : Paramètres du modèle de comportement.

4.3.3 Conditions aux limites

Nous avons imposé aux flans des conditions de symétries et une condition d'encastrement pour représenter le jonc de serrage (**Figure 105**). Une vitesse égale à $3,3 \cdot 10^{-5}$ m/s, correspondant à celle utilisée expérimentalement, a été appliquée au poinçon. Tous les degrés de liberté de la matrice sont bloqués (encastrement). On impose au serre-flan une force concentrée de 200 N suivant l'axe de déplacement du poinçon qui est le seul degré de liberté.

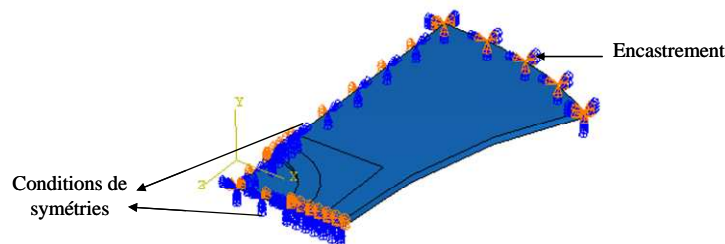


Figure 105 : Conditions aux limites appliquées au flan de largeur 6 mm.

Le frottement est un paramètre difficile à mesurer car les conditions de frottement varient en fonction des pressions appliquées, de la vitesse de déplacement des pièces et de la quantité de lubrifiant. Le coefficient de frottement est supposé constant pendant l'opération, dans les simulations classiques de mise en forme. Pour nos simulations, la loi de Coulomb est utilisée pour modéliser le contact entre les outils et le flan. Le coefficient de frottement utilisé est de 0,2, coefficient habituellement utilisé entre l'acier et l'aluminium. Le déplacement du poinçon est de type progressif (smooth step), ce choix a été effectué pour ne pas provoquer des phénomènes d'accélération et donc des effets d'inertie dans la simulation.

4.3.4 Détermination du pourcentage de la profondeur des défauts et celui du nombre de défauts

Compte tenu de la faible épaisseur de la tôle, la présence de rugosité à la surface semble être un paramètre important lors de l'apparition de la striction. Nous allons l'utiliser pour provoquer des hétérogénéités de déformations.

Pour usiner la sous-épaisseur centrale de nos échantillons une machine à électroérosion a été utilisée (chapitre III §3.3). Pour vérifier la rugosité obtenue par l'usinage et dans le but de se mettre dans les mêmes conditions que les essais

expérimentaux, l'état de surface de la zone centrale de l'échantillon obtenue expérimentalement par électroérosion, a été mesurée avec un appareil de métrologie optique Altisurf. Cet appareil permet de mesurer des surfaces en 3D et donc d'extraire des informations sur la rugosité. Le traitement des données est réalisé avec le logiciel d'analyse Altimap (Mountains, Digital Surf). L'état de surface obtenu pour nos échantillons est présenté sur la **Figure 106**.

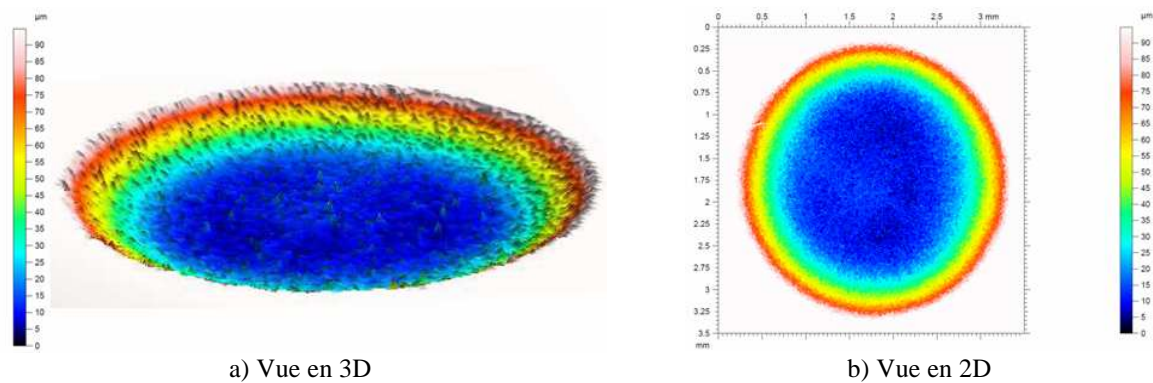


Figure 106 : Vue d'ensemble de la zone centrale de l'échantillon.

Nous avons ensuite séparé la rugosité de la forme de la surface (**Figure 107**). Nous obtenons une rugosité homogène sur toute la zone centrale.

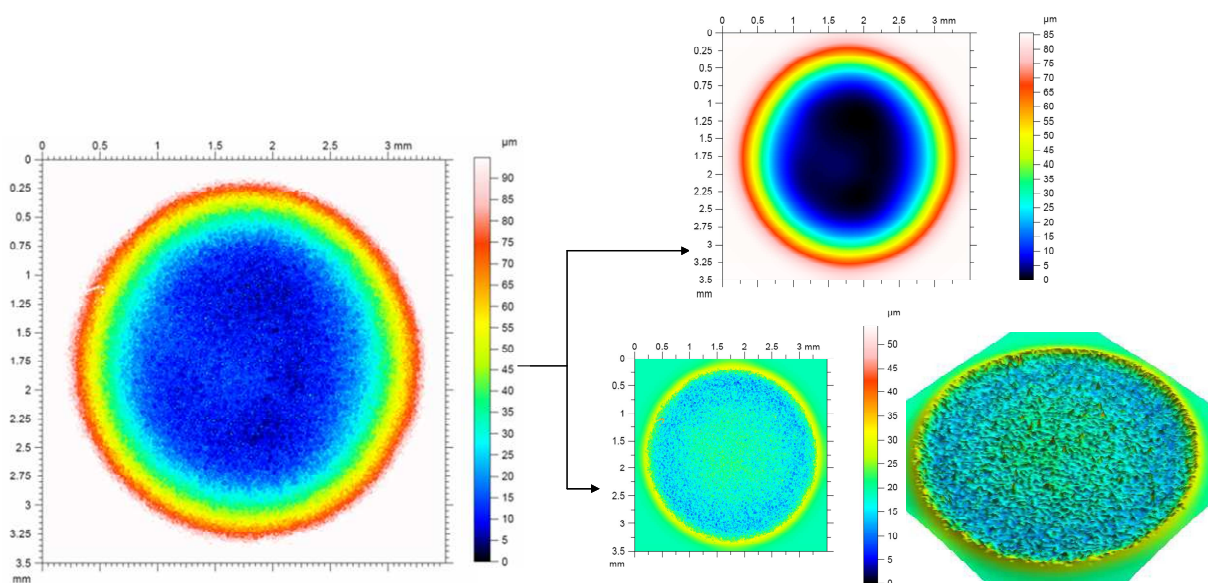


Figure 107 : Séparation de la rugosité et de la forme

Différents profils horizontal (**Figure 108**), vertical (**Figure 109**) et oblique (**Figure 110**) de rugosité ont été extraits pour nous permettre de déterminer les paramètres de rugosité.

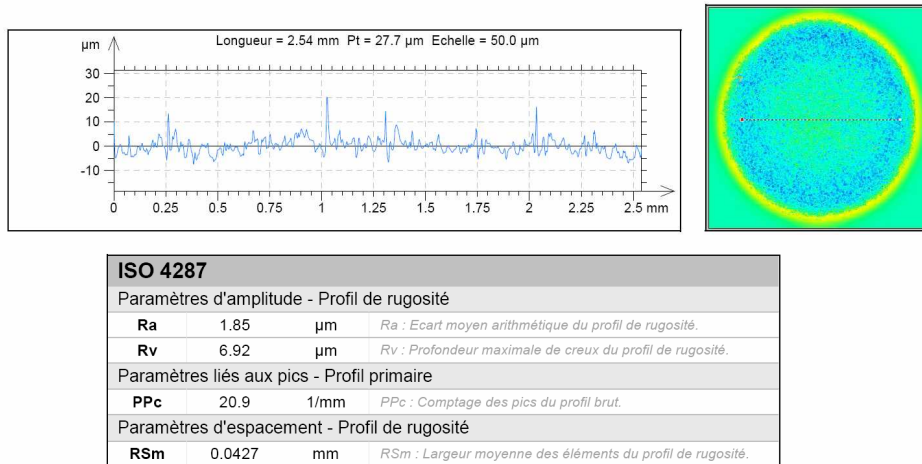


Figure 108 : Profil de rugosité horizontal.

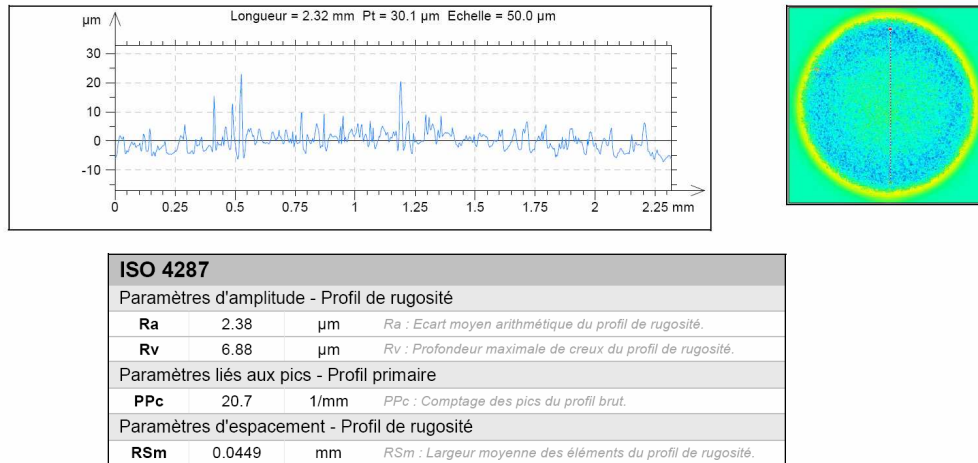


Figure 109 : Profil de rugosité vertical.

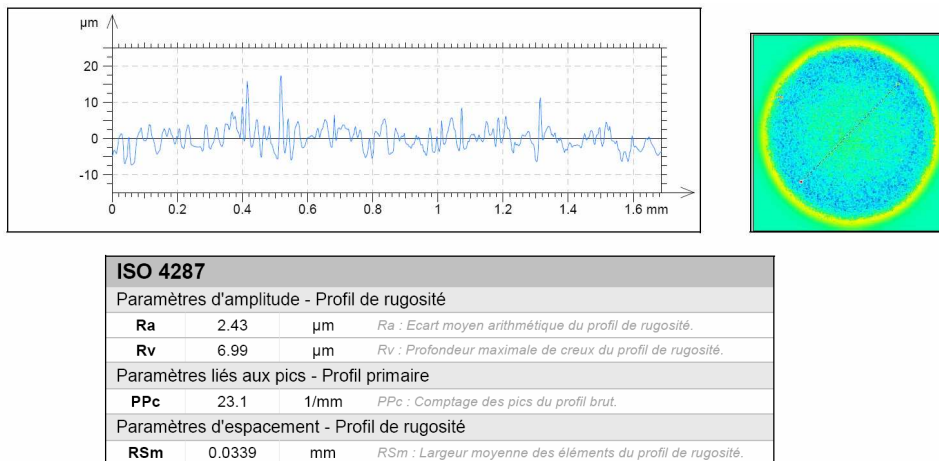


Figure 110 : Profil de rugosité oblique.

D'après les trois profils de rugosité, la profondeur maximale des creux c'est-à-dire celle des défauts est donnée par la valeur R_v qui est environ égale à $7 \mu\text{m}$. Le

pourcentage de la profondeur des défauts est alors de 7 % par rapport à la profondeur de la zone centrale (0,1 mm). Il faut ensuite déterminer la distribution de la profondeur des défauts dans la zone centrale qui est obtenue directement avec le logiciel Altimap en introduisant la profondeur des défauts (**Figure 111**).

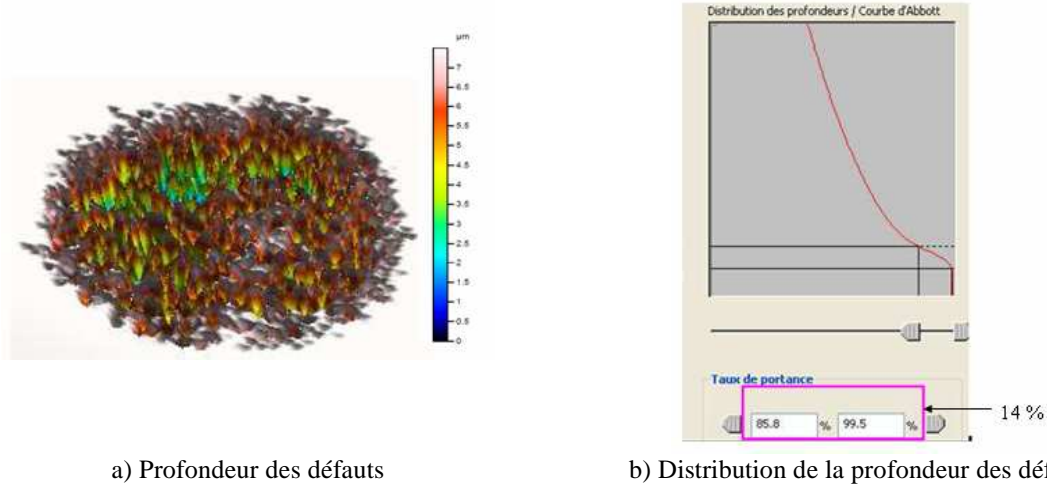


Figure 111 : Distribution de la profondeur des défauts.

D'après la **Figure 111**, des défauts de profondeur inférieure ou égale à 7 µm représente 14 % de la surface de la zone centrale. Nous avons alors introduit des défauts d'épaisseur d'une profondeur de 7 µm (7 % de la sous-épaisseur) répartis aléatoirement sur 14 % des éléments de la zone centrale des flans. Un algorithme a été programmé sur Matlab pour réduire l'épaisseur sur certains éléments choisis aléatoirement. L'algorithme fait un tri aléatoire des éléments à réduire (nombre de défauts), ensuite il diminue la hauteur des nœuds (profondeur des défauts) à effectuer (**Figure 112**).

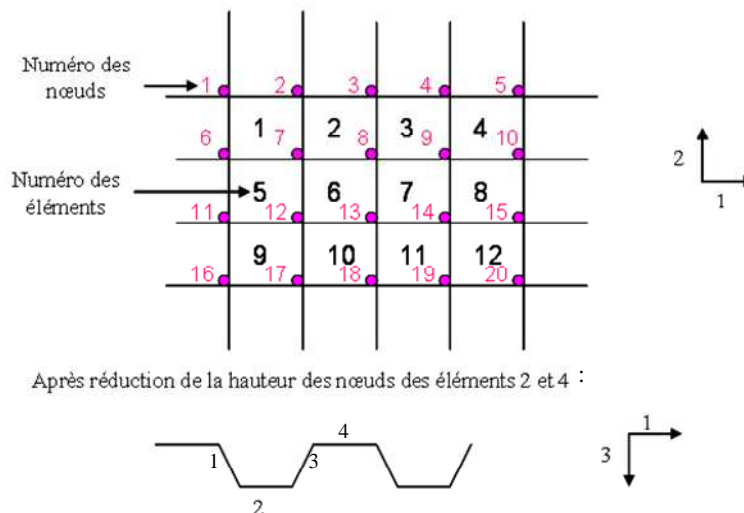


Figure 112 : Réduction de l'épaisseur des éléments (profondeur des défauts).

4.3.5 Courbes limites de micro-formage numériques

4.3.5.1 Critères d'apparition de la striction

La détermination de nos courbes limites de micro-formage numériques a été effectuée avec deux critères d'apparition de la striction :

- ☒ le critère de force maximale (CFM),
- ☒ le critère de changement de pente (CCP).

Ce critère s'inspire des critères de force maximale [CON 1885], [SWI 52], [HIL 52], [RAM 94] fondés sur l'instabilité de l'effort $dF=0$ c'est-à-dire que la localisation survient quand la force passe par son maximum. Ce critère a été appliqué aux trois géométries de flans présentées dans le **Tableau 13** (chapitre III § 3.3) avec $L=24$ mm (expansion), $L=10$ mm (traction large) et $L=6$ mm (traction) pour déterminer les courbes limites de micro-formage numériques. **La Figure 113** présente la cartographie des déformations majeures pour une géométrie de flan avec $L=24$ mm au temps de la localisation et l'évolution temporelle de la force au cours de l'essai d'expansion.

🚩 Le critère de force maximale (CFM)

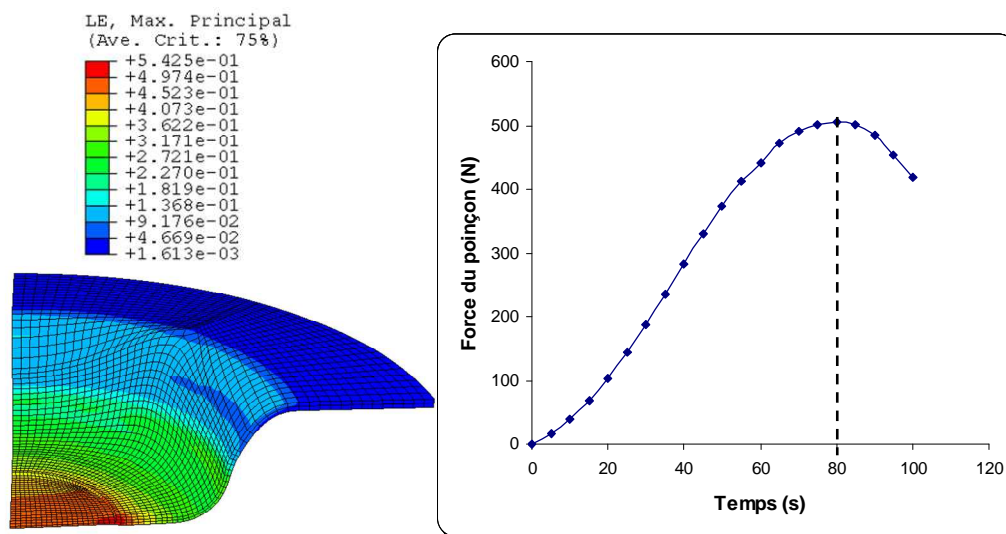


Figure 113 : Cartographie des déformations majeures au temps de la localisation ($t=80$ s) et courbe évolution temporelle de la force en expansion.

🚩 Le critère de changement de pente (CCP)

Pour ce critère de changement de pente, on commence par rechercher l'élément de maillage le plus déformé et l'élément de maillage le moins déformé de la zone centrale au temps où la force commence à chuter. Pour cela, on extrait les déformations majeures et les numéros d'éléments correspondant. On recherche la déformation majeure la plus élevée et la déformation majeure la moins élevée. L'élément ayant la

déformation majeure la plus élevée représente l'élément le plus déformé et celui avec la déformation majeure la moins élevée représente l'élément le moins déformé (**Figure 114**).

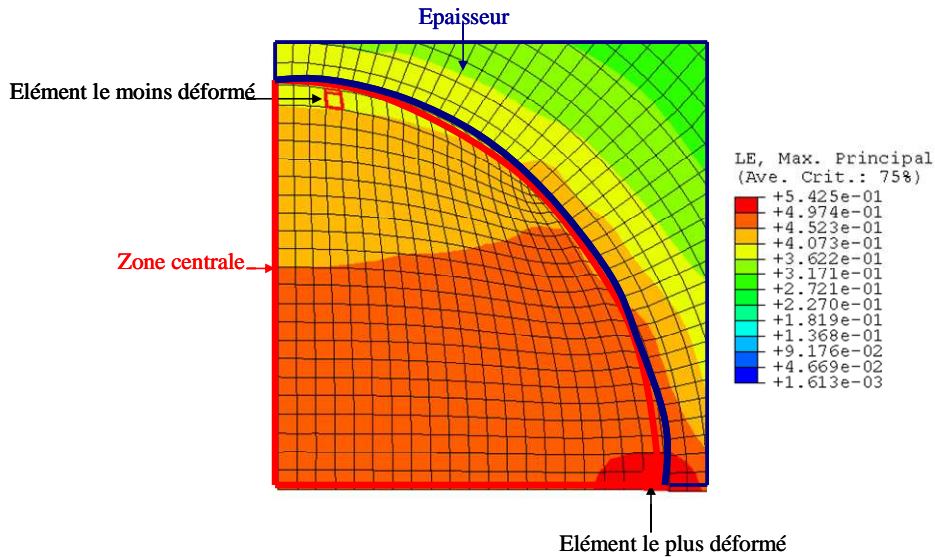


Figure 114 : Représentation de l'élément le plus déformé et de l'élément le moins déformé en expansion.

Ensuite, on trace les déformations majeures de l'élément le plus déformé en fonction des déformations majeures de l'élément le moins déformé obtenues tout au long de la simulation (**Figure 115**). On suppose que la localisation survient quand on observe un changement de pente sur la courbe ainsi obtenue (**Figure 115**).

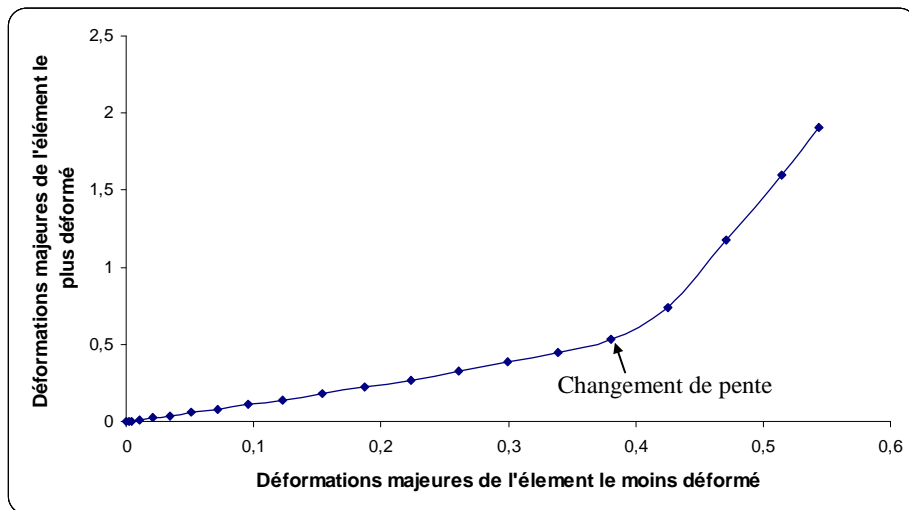


Figure 115 : Déformations majeures de l'élément le plus déformé en fonction des déformations majeures de l'élément le moins déformé en expansion.

Cette méthode a également été appliquée aux trois géométries de flans. Pour obtenir les courbes limites de micro-formage, il est nécessaire d'extraire les déformations majeures et mineures au temps de la localisation c'est-à-dire au temps où

la striction apparaît. Plusieurs méthodes sont proposées, dans la suite, pour obtenir ces déformations.

4.3.5.2 Détermination des déformations à l'apparition de la striction

Pour déterminer les déformations à l'apparition de la striction c'est-à-dire au temps de la localisation, diverses méthodes ont été utilisées. On extrait d'abord les déformations majeures et mineures obtenues au temps de la localisation pour chaque géométrie pour le critère de force maximale et le critère de changement de pente. Ensuite, on trace un histogramme permettant de représenter la répartition des déformations majeures sur toute la surface de la zone centrale (**Figure 116 a**) et un autre histogramme représentant la distribution des déformations mineures (**Figure 116 b**).

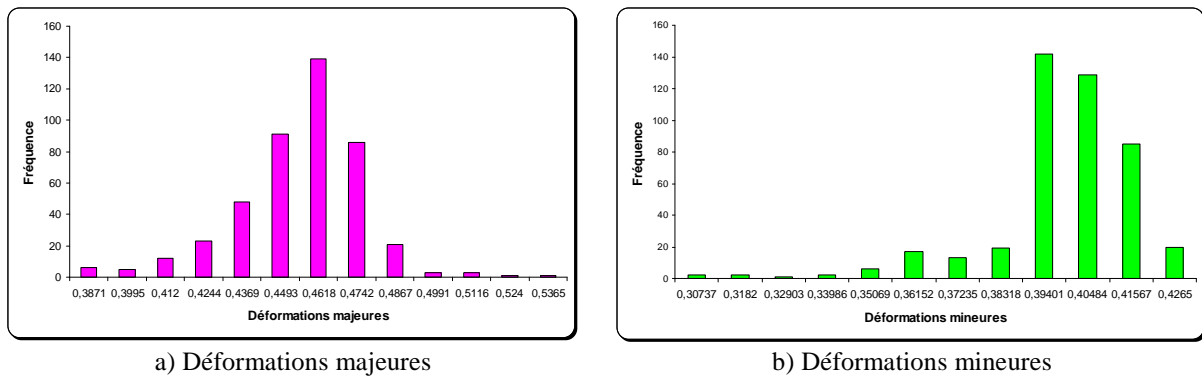


Figure 116 : Histogrammes obtenus en expansion avec le critère de force maximale.

A partir des deux histogrammes des déformations majeures et mineures, on détermine respectivement les lois normales associées (**Figure 117 a**) et (**Figure 117 b**).

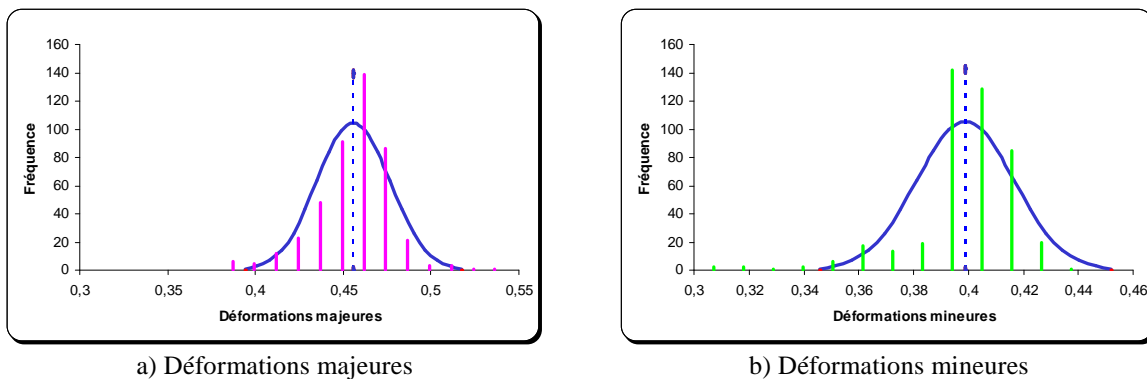


Figure 117 : Comparaison des histogrammes avec le profil de la loi normale.

Dans la suite, la moyenne est notée μ , l'écart type σ et la valeur maximale \max . On représente sur le profil de la loi normale des déformations $|\mu|$, $|\mu + \sigma|$, $|\mu - \sigma|$ et $|\max|$. Donc si l'on a des déformations positives, on obtient la représentation de la **Figure 118**. Par contre si les déformations sont négatives, la représentation à retenir est celle de la **Figure 119**.

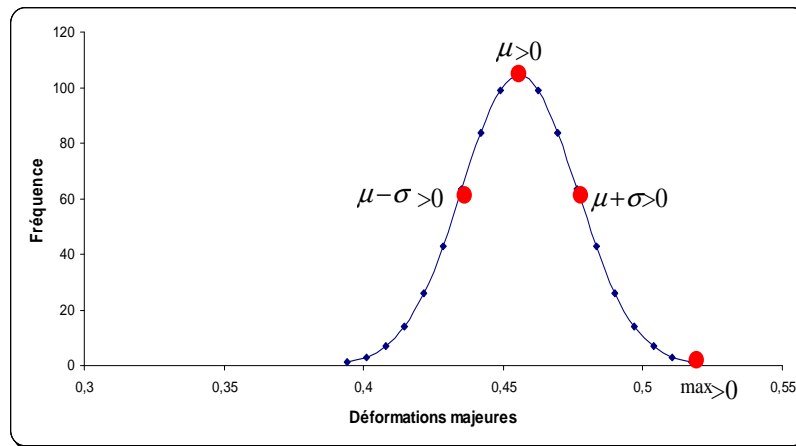


Figure 118 : Représentation du profil de la loi normale quand les déformations sont positives.

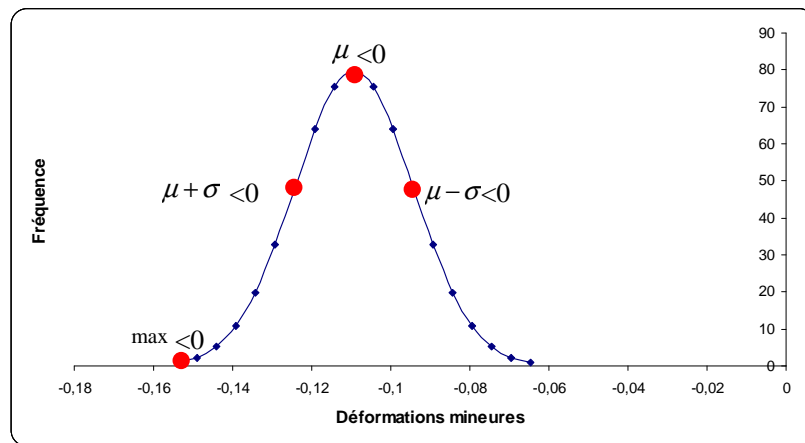


Figure 119 : Représentation du profil de la loi normale quand les déformations sont négatives.

Pour obtenir les valeurs des déformations majeures et mineures à l'apparition de la striction, nous étudions plusieurs méthodes. La première méthode considère la valeur maximale $|\max|$ obtenue par le profil de la loi normale des déformations majeures et mineures. La deuxième méthode consiste à utiliser la valeur de $|\mu|$ obtenue avec les profils de la loi normale des déformations majeures et mineures. La troisième méthode considère la valeur de $|\mu + \sigma|$ et la quatrième méthode consiste à faire une moyenne des valeurs au-delà de $|\mu + \sigma|$ et la dernière méthode utilise la valeur de $|\mu - \sigma|$.

🚦 Méthode de la valeur maximale $|\max|$

La première méthode consiste à utiliser la valeur de $|\max|$ obtenue avec les profils de la loi normale des déformations majeures et mineures. La valeur de $|\max|$ est donc calculée pour toutes les déformations majeures et mineures au temps de la localisation

pour les différentes géométries. Ainsi, la courbe limite de micro-formage est obtenue en représentant les déformations majeures en fonction des déformations mineures. La courbe limite de micro-formage, fournie par cette méthode, est tracée pour le critère de force maximale (*Figure 120*) et le critère de changement de pente (*Figure 121*).

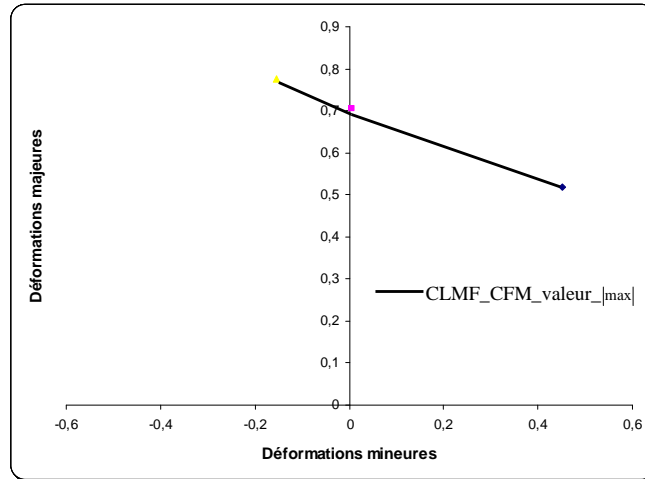


Figure 120 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur maximale pour le critère de force maximale.

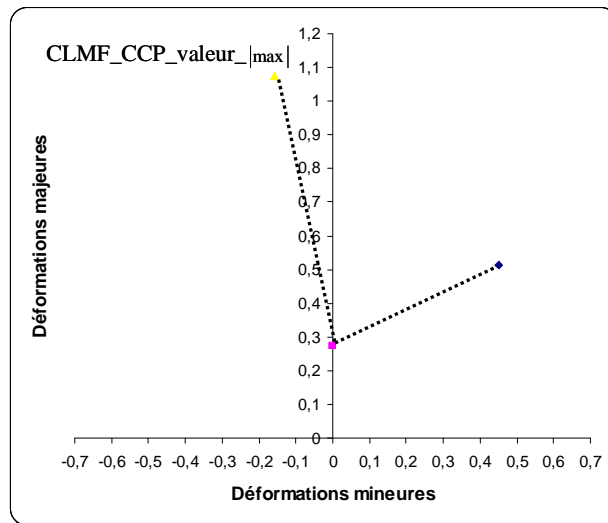


Figure 121 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur maximale pour le critère de changement de pente.

📊 Méthode de la valeur moyenne $|\mu|$

Le traitement est identique à la première méthode, sauf que cette fois-ci la valeur moyenne $|\mu|$ est utilisée. Les courbes limites de micro-formage obtenues avec les deux critères de localisation sont tracées sur les *Figures 122* et *123*.

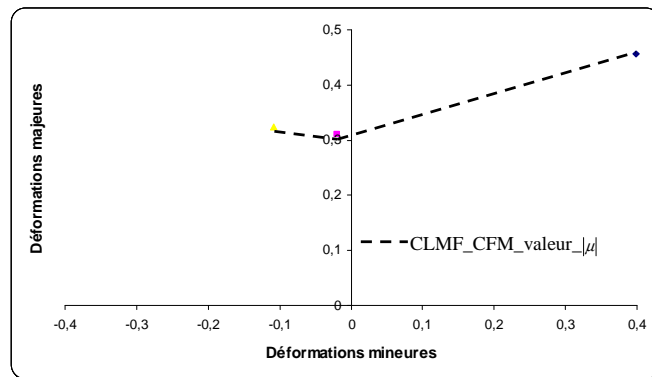


Figure 122 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne pour le critère de force maximale.

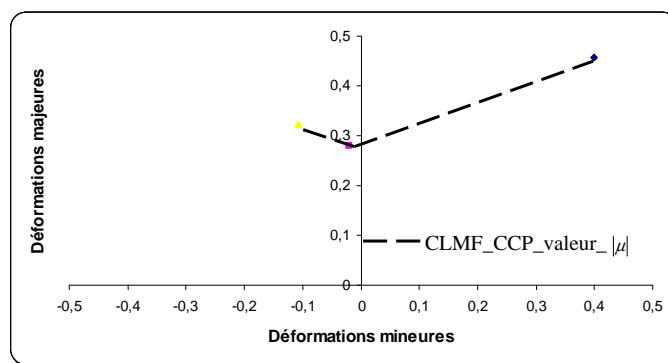



Figure 123 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne pour le critère de changement de pente.

 Méthode de la valeur de $|\mu + \sigma|$

La même exploitation que les deux premières méthodes est utilisée, mais au lieu d'utiliser la valeur de $|\mu|$, on utilise la valeur de $|\mu + \sigma|$. Les courbes limites de micro-formage avec la force maximale et le changement de pente, obtenues en utilisant cette méthode, sont représentées respectivement sur les **Figures 124** et **125**.

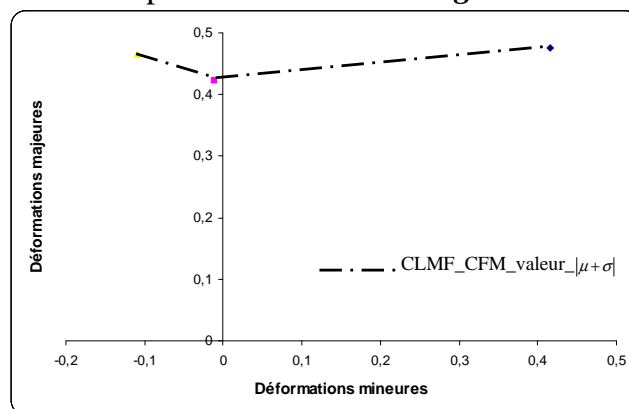


Figure 124 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne plus l'écart type pour le critère de force maximale.

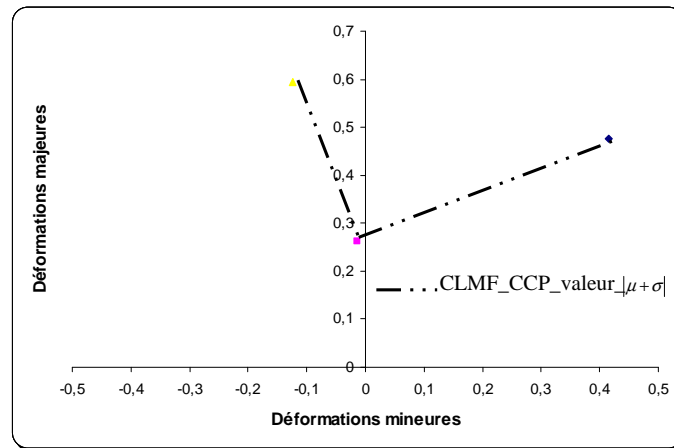


Figure 125 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne plus l'écart type pour le critère de changement de pente.

🚧 Méthode de la moyenne des valeurs au-delà de $|\mu + \sigma|$

L'exploitation ne change pas par rapport aux méthodes précédentes mais cette fois-ci, on utilise la moyenne des valeurs qui sont au-delà de $|\mu + \sigma|$. Les **Figures 126 et 127** représentent respectivement les courbes limites de micro-formage de force maximale et de changement de pente obtenues avec la méthode de la moyenne des valeurs au-delà de $|\mu + \sigma|$.

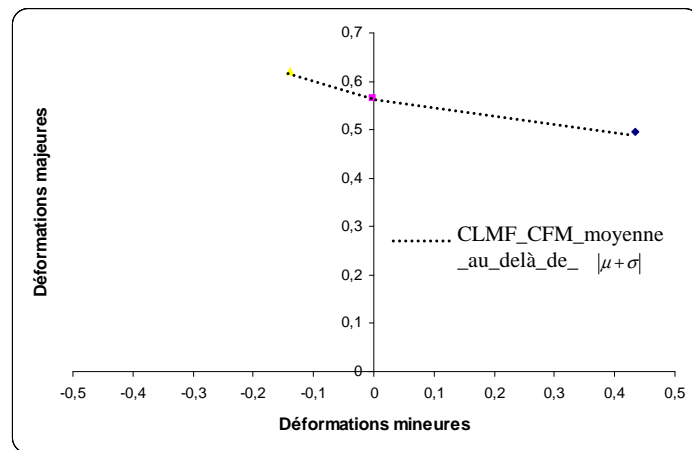


Figure 126 : CLMF obtenue avec la méthode de la moyenne des valeurs au-delà de la moyenne plus l'écart type pour le critère de force maximale.

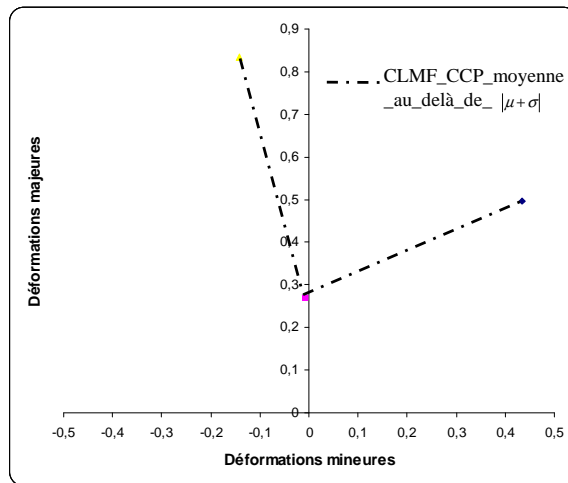


Figure 127 : CLMF obtenue avec la méthode de la moyenne des valeurs au-delà de la moyenne plus l'écart type pour le critère de changement de pente.

🚧 Méthode de la valeur de $|\mu - \sigma|$

Pour cette méthode, la valeur de $|\mu - \sigma|$ est utilisée pour obtenir les déformations à l'apparition de la striction. Les courbes limites de micro-formage de force maximale et de changement de pente sont présentées respectivement sur les **Figures 128** et **129**.

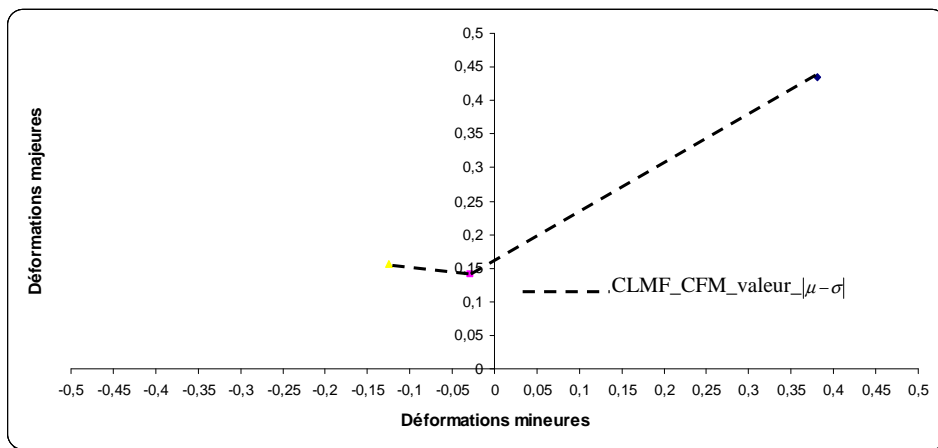


Figure 128 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne moins l'écart type pour le critère de force maximale.

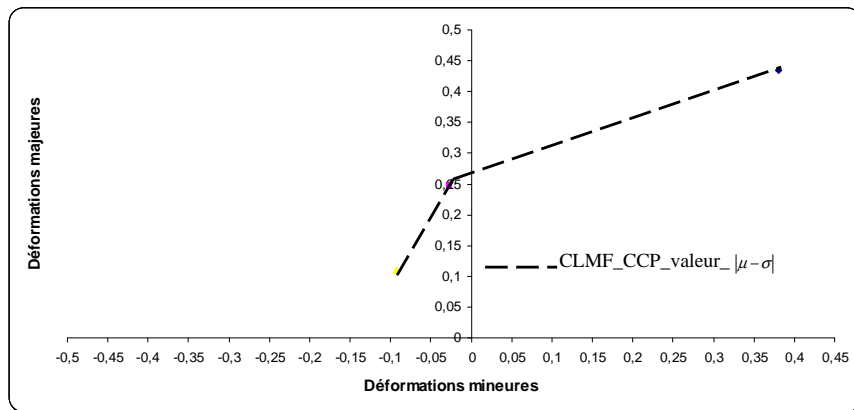


Figure 129 : CLMF obtenue avec la méthode de la valeur de la moyenne moins l'écart type pour le critère de changement de pente.

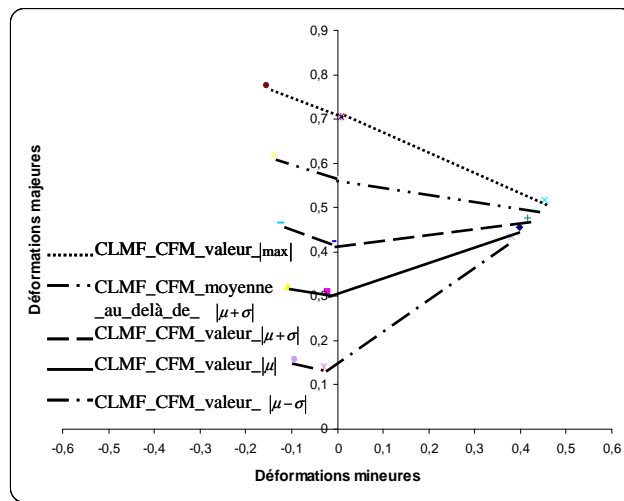


Figure 130 : Comparaison des CLMF obtenus avec le critère de force maximale.

Sur les Figures 130 et 131, nous avons rapporté l'ensemble des courbes limites de micro-formage déterminées pour les deux critères d'apparition de la striction utilisant diverses méthodes de détermination des déformations à l'apparition de la striction.

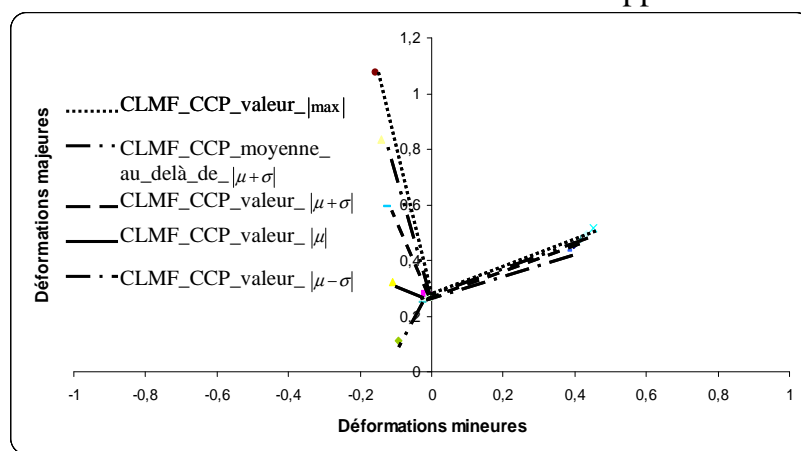


Figure 131 : Comparaison des CLMF obtenus avec le critère de changement de pente.

La comparaison des courbes limites de micro-formage nous fait remarquer que :

- ✚ les CLMF établies avec le critère de force maximale, utilisant les diverses méthodes, montrent qu'il y a un écart important pour les modes de déformations en traction large et en traction contrairement au mode de déformation en expansion où les points des courbes sont plus proches. Cet écart peut être justifié par les résultats de l'histogramme par lequel l'écart type est plus important en traction et en traction large donc les déformations sont plus diversifiées.
- ✚ pour les CLMF déterminées avec le critère de changement de pente, l'écart est seulement observé pour le mode de déformation en traction puisque les points obtenus avec le mode de déformation en expansion et en traction large sont proches.

Certaines courbes ainsi obtenues ont des formes très différentes des formes classiques. Pour choisir la méthode la mieux adaptée, nous allons confronter nos CLMF numériques aux CLMF expérimentales déterminées au chapitre III.

4.3.5.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation

Nous avons d'abord comparé la courbe expérimentale force-déplacement du poinçon avec la courbe calculée par la simulation élément finis correspondante, pour l'expansion (*Figure 132*), la traction large (*Figure 133*) et la traction (*Figure 134*).

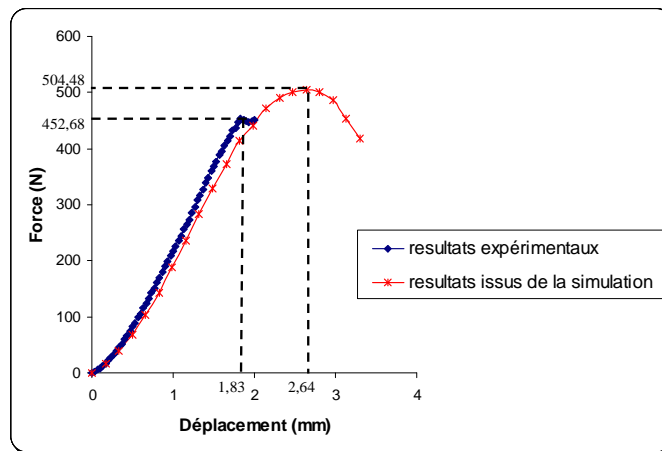


Figure 132 : Comparaison des courbes force-déplacement obtenues avec les essais expérimentaux et numériques en expansion.

L'apparition de la striction est déterminée pour les résultats expérimentaux et ceux issus de la simulation numérique à partir des courbes force-déplacement données sur les *Figures 132, 133 et 134*. Le début de la striction correspond au maximum de la courbe force-déplacement.

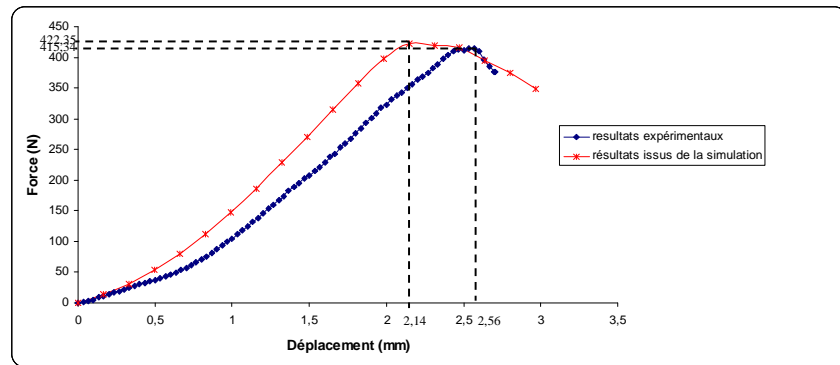


Figure 133 : Comparaison des courbes force-déplacement obtenues avec les essais expérimentaux et numériques en traction large.

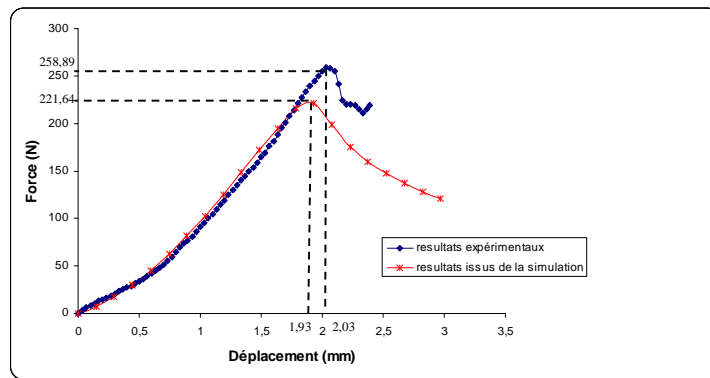


Figure 134 : Comparaison des courbes force-déplacement obtenues avec les essais expérimentaux et numériques en traction.

	Résultats expérimentaux (au début de la striction)		Résultats issus de la simulation (au début de la striction)	
	Déplacement (mm)	Force (N)	Déplacement (mm)	Force (N)
Expansion	1,83	452,68	2,64	504,48
Traction large	2,14	422,35	2,56	415,34
Traction	1,93	221,64	2,03	258,89

Tableau 16 : Comparaison des résultats obtenus au début de la striction avec le CFM.

Le **Tableau 16** montre un décalage entre les résultats de l'essai réel et ceux de la simulation. En expansion, la force expérimentale ayant un déplacement de poinçon moins élevé chute plus tôt que celle de la simulation. Par contre, en traction et en traction large, la force numérique chute plus tôt que celle issue des résultats expérimentaux. D'après les **Figures 132, 133** et **134**, on remarque qu'en expansion et en traction, les pentes des courbes expérimentales et numériques sont assez proches, alors qu'en traction large les pentes sont éloignées.

Les différentes observations sont vérifiées en comparant les courbes limites de micro-formage réelle et virtuelles obtenues avec le critère de force maximale (**Figure 135**).

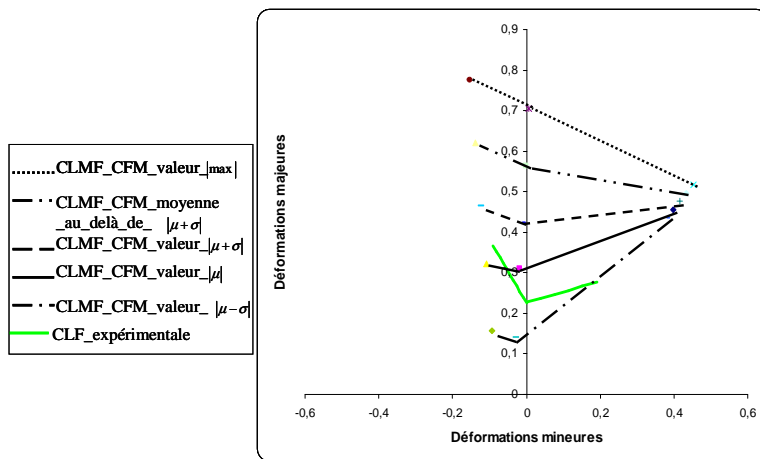


Figure 135 : Comparaison des CLMF virtuelles obtenue avec le critère de force maximale avec la CLMF réelle.

Les résultats présentés sur la **Figure 135** montrent que les points obtenus numériquement avec les différentes méthodes de détermination du début de la striction sont plus élevés, en expansion, que les points donnés par les essais réels. Par contre, en traction et en traction large, les points virtuels obtenus avec la méthode de la valeur de $|\mu - \sigma|$ sont moins élevés que les points expérimentaux, contrairement aux autres méthodes. Donc, la courbe limite de micro-formage obtenue avec la méthode de la valeur de $|\mu - \sigma|$ concorde bien avec les remarques sur la comparaison des courbes force-déplacement virtuelles et réelles mais la courbe virtuelle reste éloignée de la CLMF réelle.

Dans le but de vérifier si l'on obtient de meilleurs résultats que ceux donnés par le critère de force maximale, les résultats obtenus avec le critère de changement de pente sont comparés avec les résultats expérimentaux (**Figure 136**).

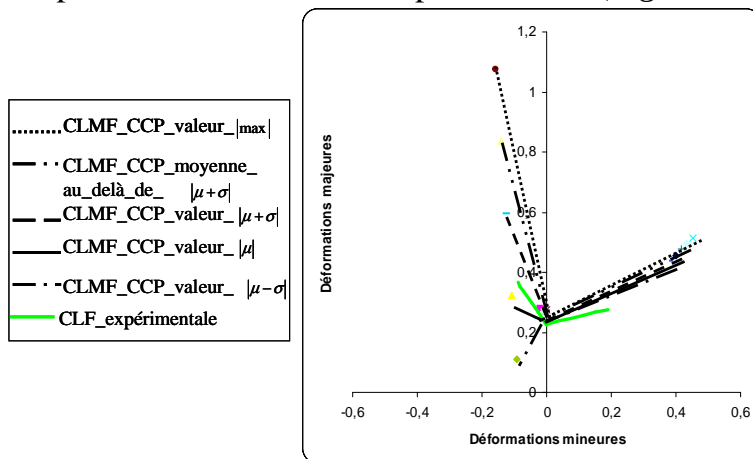


Figure 136 : Comparaison des CLMF virtuelles obtenue avec le critère de changement de pente avec la CLMF réelle.

Concernant la méthode de changement de pente, on remarque que les points obtenus en expansion et en traction large sont assez proches de ceux de l'expérimental pour

toutes les méthodes de détermination de la striction. Par contre en traction la méthode de la valeur de la moyenne est plus proche de l'expérimental.

Les courbes limites de micro-formage obtenue avec la méthode de changement de pente sont plus proches des courbes limites de micro-formage expérimentales comparées aux CLMF données par le critère de force maximale. Donc, le critère de changement de pente, utilisant comme méthode de détermination de la striction la valeur moyenne, semble être le critère le mieux adapté pour prédire la striction. C'est alors ce critère qui sera retenu pour la suite de nos travaux.

Cependant, on observe un petit décalage entre les courbes limites de micro-formage données par le critère de changement de pente et les courbes limites de micro-formage réelles. Le décalage des résultats peut être lié à différents paramètres de la simulation numérique tels que :

- ✚ la technique des éléments finis c'est-à-dire le mode de calcul (explicite ou implicite) et le choix du type des éléments finis,
- ✚ le nombre d'éléments de maillage dans l'épaisseur
- ✚ le coefficient de frottement difficile à déterminer en emboutissage,
- ✚ la modélisation des conditions aux limites difficiles à vérifier expérimentalement,
- ✚ le choix du critère de plasticité...

Il est clair qu'aucun ajustement expérience-simulation numérique n'a été fait jusqu'à présent. Pour améliorer la pertinence des courbes limites de micro-formage numériques, nous avons décidé d'étudier l'un de ces paramètres c'est-à-dire l'influence du nombre des éléments de maillage dans l'épaisseur. Pour vérifier si ce nombre d'éléments a une influence significative sur la simulation et notamment sur les courbes limites de formage, nous allons augmenter par la suite ce nombre.

4.3.5.4 Influence du nombre d'éléments dans la sous-épaisseur et dans l'épaisseur

La simulation numérique du micro-emboutissage est identique à celle réalisée précédemment sauf que cette fois-ci, les flans (*Figure 137*) ont été maillés avec le même type d'éléments mais avec quatre éléments dans l'épaisseur de la zone centrale et huit dans l'épaisseur du reste de l'échantillon.

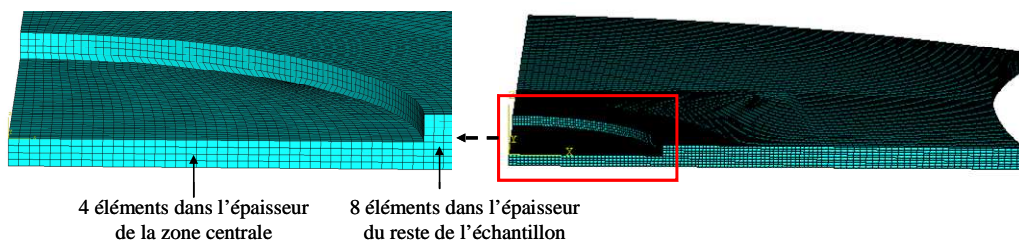


Figure 137 : Exemple du maillage de flan de largeur 10 mm avec 4 éléments dans l'épaisseur de la zone centrale et 8 dans l'épaisseur.

Pour déterminer les courbes limites de micro-formage, nous avons utilisé la méthodologie retenue dans le paragraphe précédent c'est-à-dire le critère de changement de pente couplé à la méthode de la valeur moyenne. La **Figure 138** présente la comparaison de la CLMF retenue de l'analyse précédente avec la CLMF issue de l'analyse de la simulation avec 4 éléments dans l'épaisseur de la zone centrale et 8 dans l'épaisseur du reste de l'échantillon et les CLMF expérimentales.

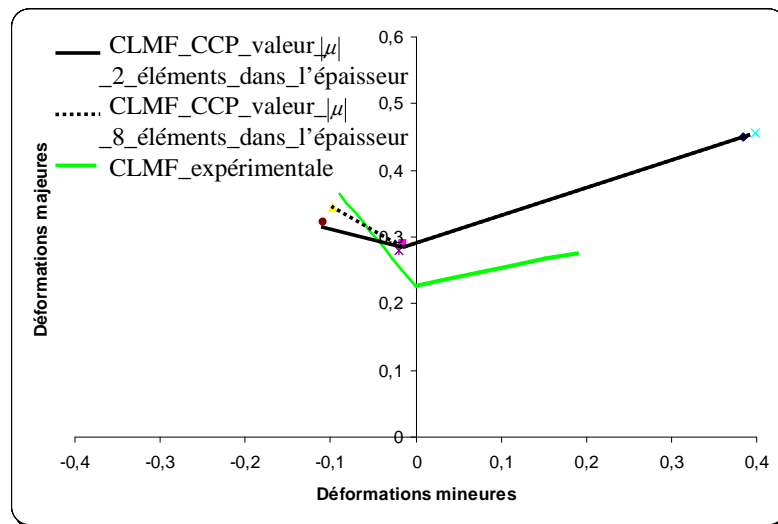


Figure 138 : Comparaison des CLMF réelle et virtuelles.

La comparaison des résultats issus de la simulation avec 2 éléments dans l'épaisseur et ceux donnés par la simulation avec 8 éléments dans l'épaisseur montrent qu'en expansion et traction large les points obtenus sont pratiquement superposés. Par contre, en traction, on observe un léger décalage et le point donné par la simulation avec 8 éléments est plus proche de la CLF expérimentale. Nous avons donc eu une amélioration des résultats en traction en augmentant le nombre d'éléments dans l'épaisseur. Il est clair que pour affiner la simulation numérique, il faudrait faire un travail comparatif similaire pour les différents paramètres de la simulation par exemple le coefficient de frottement, la modélisation des conditions aux limites...

En résumé, la simulation numérique du micro-emboutissage a d'abord été réalisée en utilisant un élément dans l'épaisseur de la zone centrale et deux éléments dans l'épaisseur du reste de l'échantillon. Deux critères de prédiction d'apparition de la localisation ont été utilisés avec diverses méthodes de détermination des déformations à l'apparition de la striction. Après la comparaison des résultats, nous avons retenu comme critère de déclenchement de la striction, le critère de changement de pente couplé à la méthode de la moyenne. Nous avons ensuite simulé le micro-emboutissage avec 4 éléments dans l'épaisseur de la zone centrale et 8 éléments dans l'épaisseur du reste de l'échantillon. La courbe limite de micro-formage correspondante a été comparée avec celle obtenue précédemment et également avec la CLMF expérimentale. Les résultats montrent qu'en augmentant le nombre d'éléments dans

l'épaisseur de la zone centrale et du reste de l'échantillon, on obtient une amélioration en traction. La comparaison de nos CLMF réelle et virtuelles montre qu'il y a un léger décalage entre elles. Nous avons vu précédemment que ce décalage peut être lié à divers paramètres de la simulation numérique. Dans le but d'éviter de prendre en compte des paramètres comme le frottement, les conditions aux limites difficiles à gérer et de diminuer le temps de calcul, une simulation numérique réduite ne prenant pas en compte l'outillage est présentée dans le paragraphe suivant.

4.4 Proposition d'une simulation numérique réduite

La simulation numérique réduite est proposée pour obtenir de manière rapide les courbes limites de formage numériques. Dans cette simulation, l'outillage n'est pas représenté, une plaque carrée d'épaisseur 0,1 mm (correspondant à un carré extrait de la zone centrale) (*Figure 139*) est simulée sous des conditions aux limites appropriées. Dans la suite nous allons simuler des sollicitations en expansion, traction large et traction qui correspondent aux trois modes de déformations permettant d'obtenir rapidement les courbes limites de micro-formage.

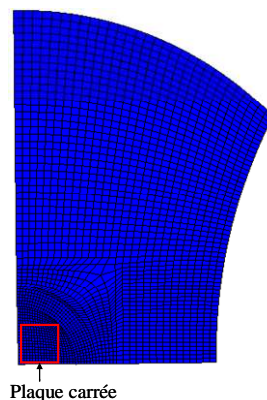


Figure 139 : Flan de la simulation numérique réduite : plaque carrée extraite de la zone centrale.

4.4.1 Définition d'une simulation numérique réduite basée sur l'expansion, la traction large et la traction

La simulation est effectuée sur une plaque d'aluminium (99,5 %) de longueur et de largeur 3 mm et d'épaisseur de 0,1 mm. La simulation est réalisée avec le code éléments finis Abaqus implicite car il n'y a pas de contacts à gérer et le temps de calcul est plus faible avec cette version. La loi de comportement (§4.3.2) utilisée est la même que celle de la simulation avec l'outillage complet. On suppose pour l'instant que le matériau est isotrope. Les conditions aux limites changent suivant la sollicitation appliquée (*Figures 140 a, 140 b, 140 c*). Le flan a été maillé avec des éléments 3D hexaédriques de type C3D8R avec un élément dans l'épaisseur.

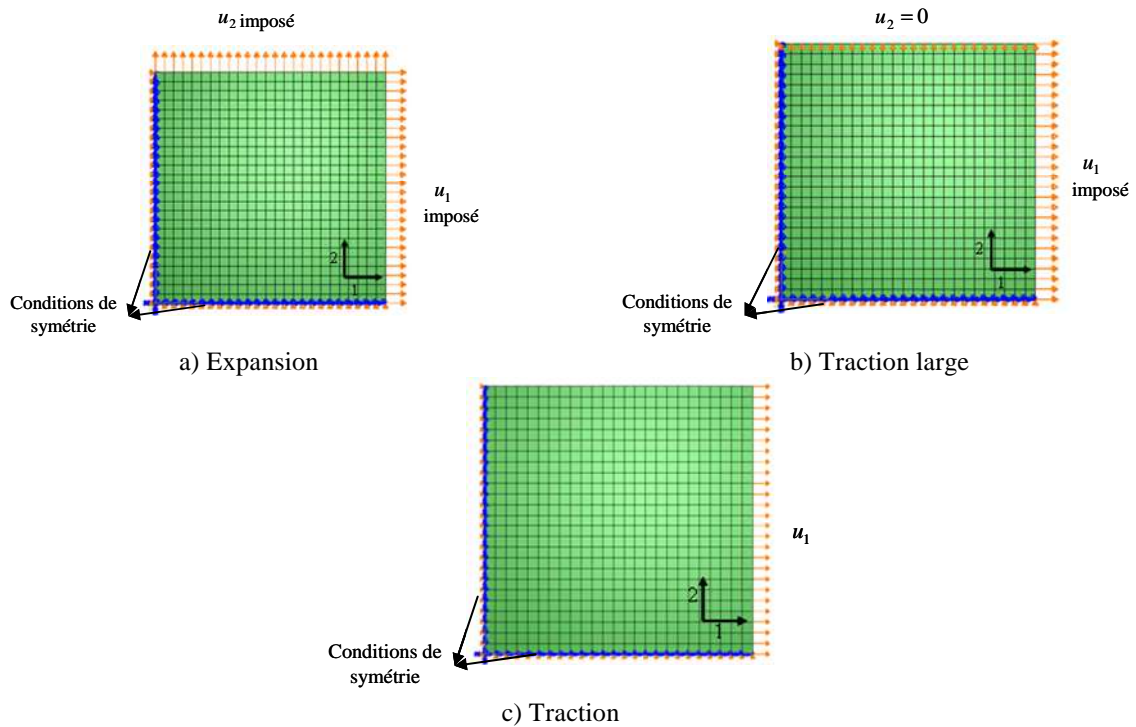


Figure 140 : Conditions aux limites.

Des sollicitations d'expansion, de traction et de traction large ont été simulées dans le but d'obtenir les courbes limites de micro-formage numériques. Des déformations homogènes sont obtenues en expansion et en traction large sans localisation (**Figure 141**). Donc, avec cette simulation réduite utilisée telle qu'elle est actuellement, on ne pourra pas obtenir une courbe limite de micro-formage complète.

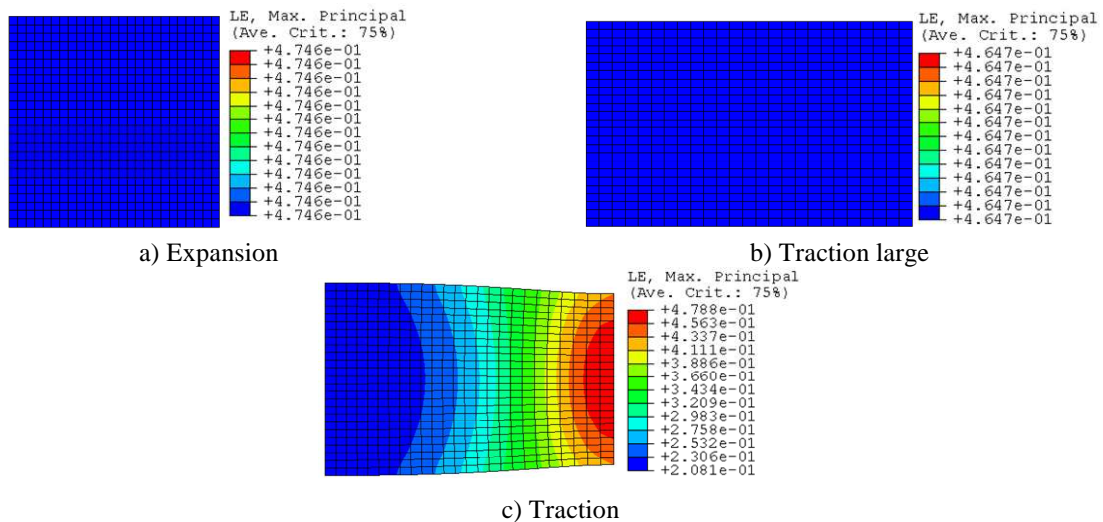


Figure 141 : Déformations des différentes sollicitations lors de la simulation réduite.

Pour provoquer la localisation, nous avons alors introduit des défauts d'épaisseur répartis aléatoirement avec un certain pourcentage d'éléments réduits sur le flan. Pour

la répartition des défauts, nous avons utilisé le même algorithme que celui utilisé pour la répartition des éléments dans la zone centrale présenté dans le § 4.3.4.

Diverses simulations ont été effectuées en expansion, en traction large et en traction en faisant varier soit la profondeur des défauts, soit le nombre de défauts, soit la répartition aléatoire des défauts. L'influence de ces différents paramètres est ensuite étudiée à la fois sur l'évolution temporelle de la force et sur les courbes limites de micro-formage.

4.4.2 Etude de l'influence de la profondeur des défauts

Pour étudier l'influence de la profondeur des défauts, nous avons fait varier le pourcentage de la profondeur des défauts en gardant fixe le pourcentage du nombre de défauts. Dans la suite, le pourcentage de la profondeur des défauts sera noté PPD et celui du nombre de défauts PND. Le *Tableau 17* présente les différents tests effectués pour l'étude de l'influence du pourcentage du nombre de défauts.

Notations	Pourcentage Profondeur Défauts (PPD)	Pourcentage Nombre Défauts (PND)
PPD_2_PND_10	2	10
PPD_6_PND_10	6	10
PPD_10_PND_10	10	10
PPD_14_PND_10	14	10
PPD_20_PND_10	20	10

Tableau 17 : Tests effectués pour l'étude de l'influence de la profondeur des défauts.

L'influence de la profondeur des défauts sur l'évolution temporelle de la force a été analysée. Le calcul de la force a été effectué en faisant d'abord la somme des forces des nœuds suivant la direction 1 notée F_1 (*Figure 142*), ensuite la somme des forces des nœuds suivant la direction 2 notée F_2 (*Figure 142*). La force totale est donnée par l'équation suivante :

$$F = \sqrt{F_1^2 + F_2^2} \quad (55)$$

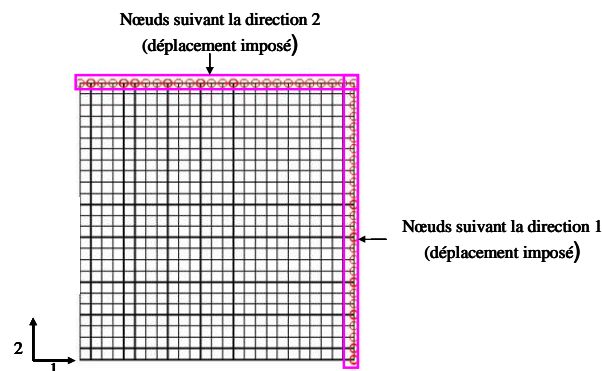


Figure 142 : Nœuds utilisés pour le calcul de la force.

La force s'obtient de la même manière pour l'expansion et la traction large en utilisant la méthode de calcul présentée ci-dessus alors qu'en traction la force est simplement donnée par F_1 .

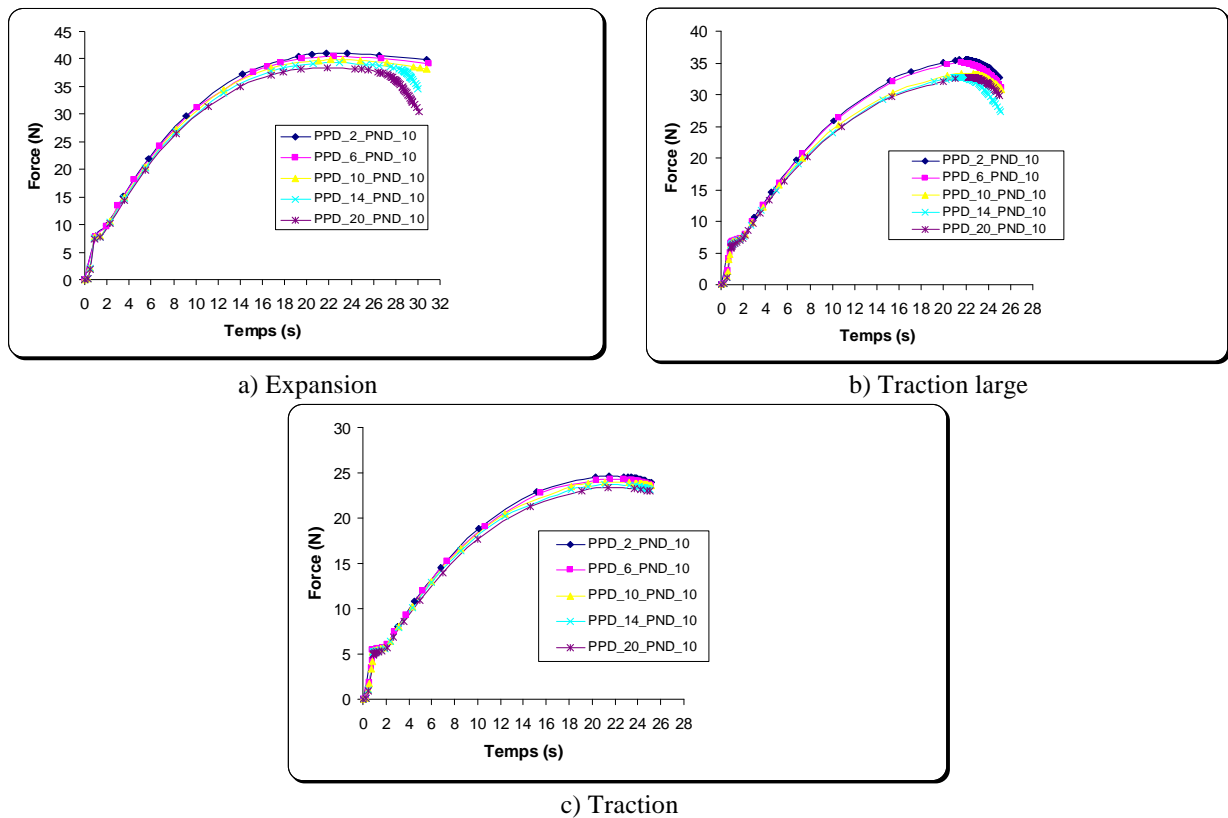


Figure 143 : Evolution de la force en fonction du temps (influence de la profondeur des défauts).

Nous avons étudié la variation de la force en fonction du temps en expansion, traction large et traction pour les différents tests cités ci-dessus (**Figures 143 a, 143 b, 143 c**). La visualisation des résultats obtenus pour chaque sollicitation lors de la simulation montre que la force diminue quand le PPD augmente, par contre, le temps correspondant au maximum des courbes varie très peu.

4.4.3 Etude de l'influence du nombre de défauts

Concernant l'analyse de l'influence du nombre de défauts, le pourcentage du nombre des défauts varie tandis que celui de la profondeur des défauts reste fixe. Les tests réalisés pour l'analyse de l'influence du nombre de défauts sont présentés dans le **Tableau 18**.

Notations	Pourcentage Profondeur Défauts (PPD)	Pourcentage Nombre Défauts (PND)
PPD_6_PND_2	6	2
PPD_6_PND_6	6	6
PPD_6_PND_10	6	10
PPD_6_PND_14	6	14
PPD_6_PND_20	6	20

Tableau 18 : Tests effectués pour l'analyse de l'influence du nombre de défauts.

L'évolution de la force en fonction du temps a été tracée pour les différentes sollicitations étudiées (*Figures 144 a, 144 b, 144 c*).

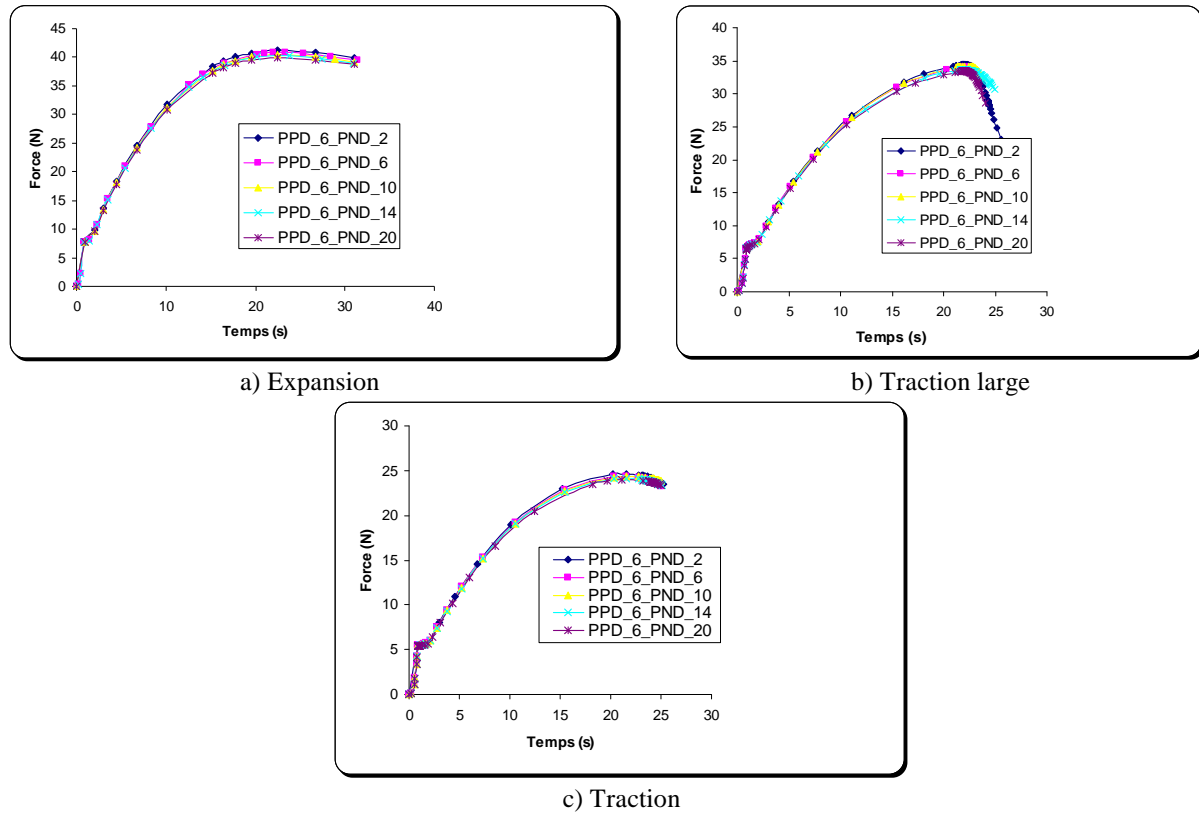


Figure 144 : Evolution de la force en fonction du temps (influence du nombre de défauts).

Les résultats présentés sur la **Figure 144** montrent que l'on observe les mêmes influences sur la force que celles liées à la profondeur des défauts mais avec un écart encore plus faible entre les courbes.

4.4.4 Etude de l'influence de la répartition aléatoire des défauts

Pour voir l'influence de la répartition aléatoire des défauts, nous avons fixé le PPD à 10 et le PND à 10, ensuite 3 répartitions aléatoires des défauts ont été réalisées (*Figure 145*).

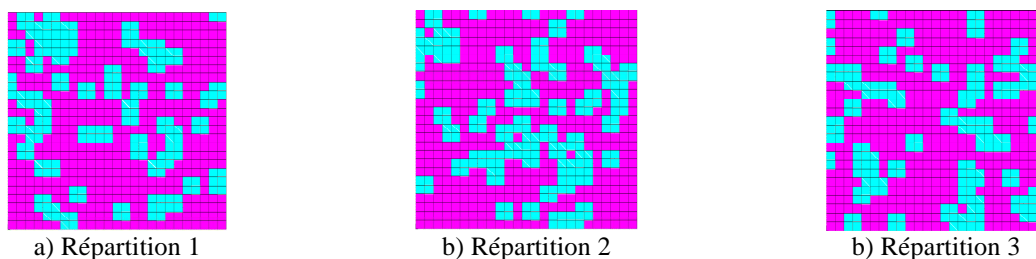


Figure 145 : Exemples de trois répartitions aléatoires pour un PPD=10 et un PND=10.

Les courbes des forces en fonction du temps ont également été tracées (*Figures 146 a, 146 b, 146 c*).

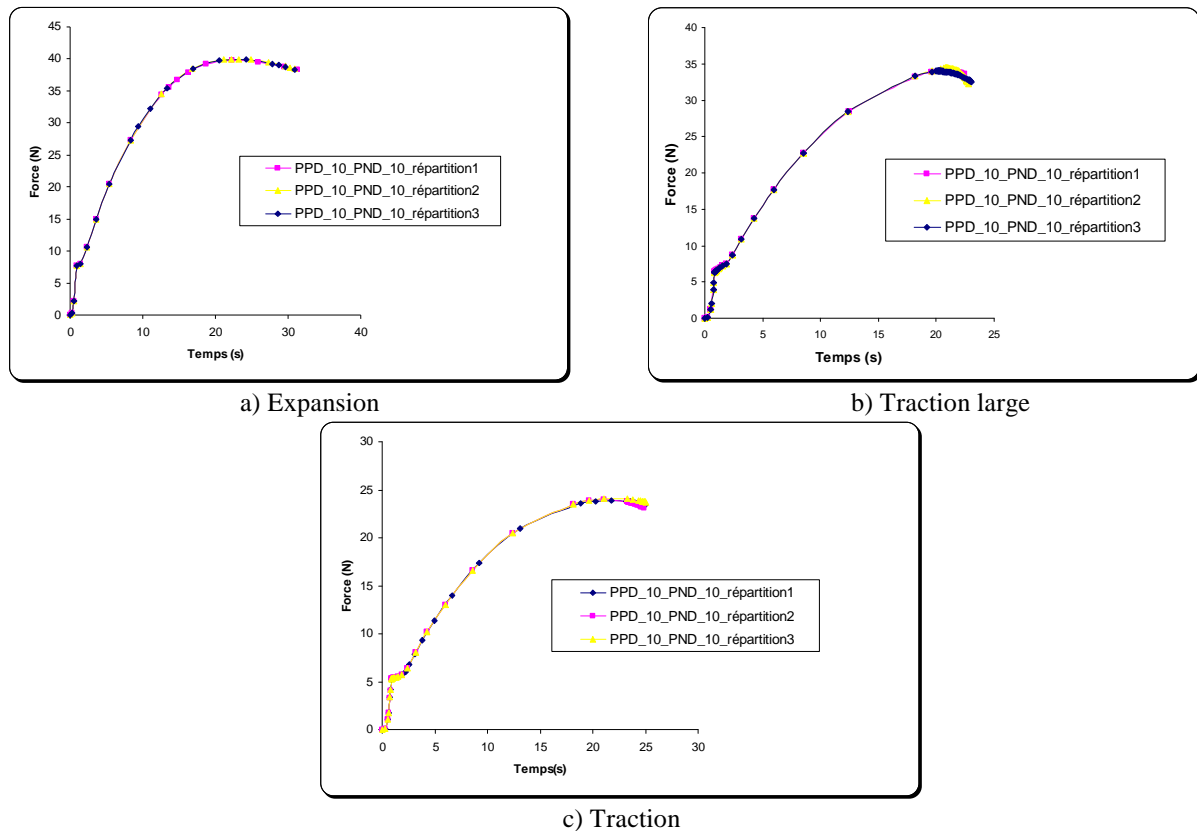


Figure 146 : Evolution de la force en fonction du temps (influence de la répartition aléatoire des défauts).

Comme le montrent les courbes d'évolution de la force en fonction du temps, quelque soit la répartition aléatoire choisie, on retrouve la même force pour chaque sollicitation. La répartition aléatoire n'a donc pas d'influence sur l'évolution temporelle de la force.

4.5 Application à la détermination des courbes limites de micro-formage

Les courbes limites de micro-formage numériques sont déterminées avec le critère de détection de la localisation retenu dans la simulation numérique de l'outillage complet c'est-à-dire le critère de changement de pente. Ce critère, couplé à la méthode de la moyenne pour la détermination des déformations, a été appliqué aux trois sollicitations pour déterminer les courbes limites de micro-formage numériques. La *Figure 147* présente à la fois la cartographie des défauts et des déformations équivalentes plastiques pour une sollicitation en expansion au temps de la localisation.

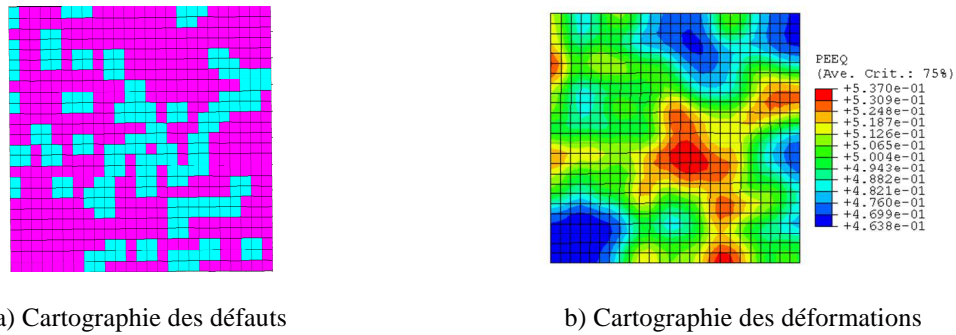


Figure 147 : Sollicitation en expansion au temps de la localisation avec un PPD=6 et un PND=10.

Les influences de la profondeur des défauts, du nombre de défauts et de la répartition aléatoire des défauts sont étudiées sur les courbes limites de micro-formage. Dans le but d'étudier l'influence de ces divers paramètres sur les courbes limites de micro-formage, les courbes (**Figures 148, 149, 150**), ont été tracées pour certains tests choisis dans les **Tableaux 17** et **18**.

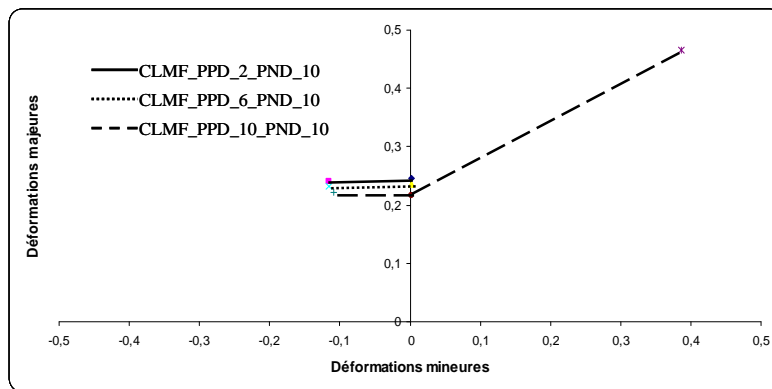


Figure 148 : Courbes limites de micro-formages obtenues avec la méthode de changement de pente (influence de la profondeur des défauts).

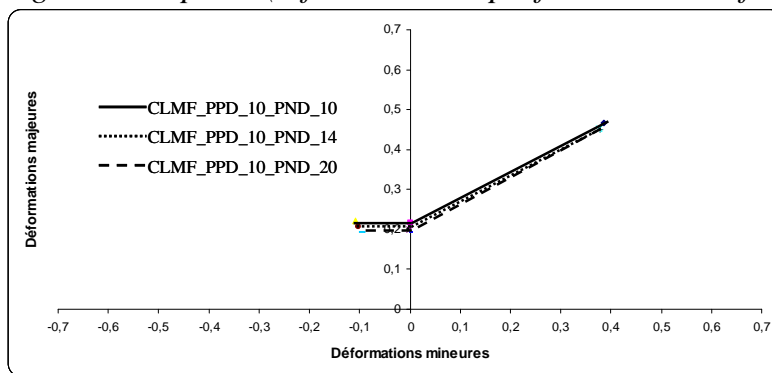


Figure 149 : Courbes limites de micro-formage obtenues avec la méthode de changement de pente (influence du nombre de défauts).

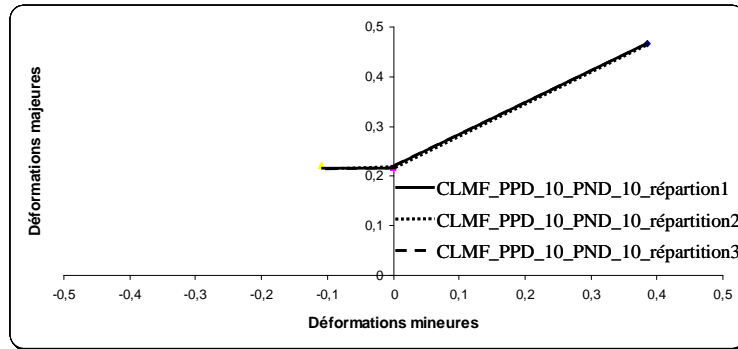


Figure 150 : Courbes limites de micro-formage obtenues avec la méthode de changement de pente (influence de la répartition aléatoire des défauts).

Pour un PPD=2 ou 6, on n’observe pas de changement de pente en expansion, donc on n’a pas la courbe limite de micro-formage complète alors que pour un PND=10, un changement de pente est obtenu pour l’expansion, la traction large et la traction, donc une courbe limite de micro-formage complète. L’observation de ces courbes montre que quand le PPD et le PND augmentent, le niveau de la courbe limite de micro-formage diminue. Par contre, le choix de la répartition aléatoire des défauts n’a pas d’effet sur la courbe limite de micro-formage. Ce qui confirme les tendances notées sur l’influence des paramètres étudiés sur la force. L’influence de la taille du défaut sur les courbes limites de formage a été étudiée par Fromentin [FRO 98] avec le modèle de Marciniak, en utilisant le critère de Von Misès. Les résultats ont montré que le niveau de la courbe limite de micro-formage diminue avec l’augmentation de la taille du défaut, ce qui est en accord avec nos résultats.

Pour la suite nous allons réaliser une simulation numérique réduite avec un PPD=7 et un PND=14, correspondant aux données utilisées pour effectuer la simulation de l’outillage complet, en introduisant l’anisotropie pour être dans les mêmes conditions et pouvoir ensuite comparer les CLMF obtenues. Le même critère de détection de la striction que précédemment est utilisé. La **Figure 151** présente la comparaison des résultats donnés par la simulation réduite avec ceux obtenus avec l’outillage complet et les résultats expérimentaux.

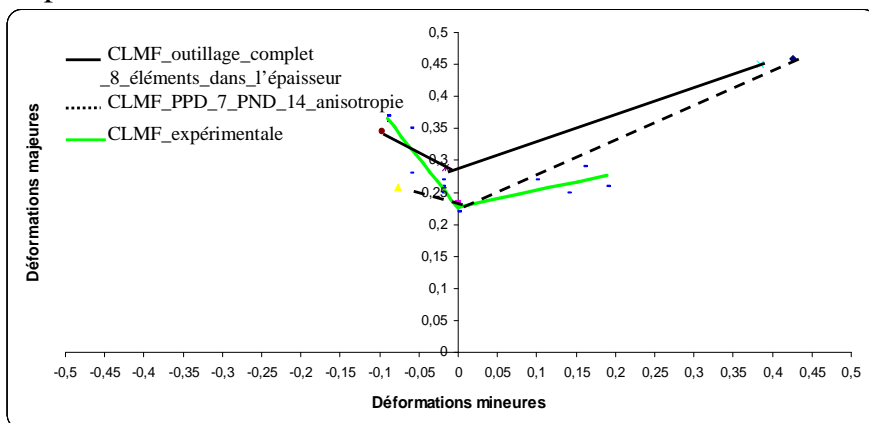


Figure 151 : Comparaison des CLMF obtenus avec la simulation réduite et des CLMF donnés par l’outillage complet et de la CLMF expérimentale.

La visualisation de ces courbes montre que la courbe limite de micro-formage issue de la simulation réduite est plus proche de nos résultats expérimentaux. Donc la simulation numérique réduite donne de meilleurs résultats que la simulation avec l'outillage complet. La simulation réduite permet d'obtenir également de manière plus rapide les courbes limites de formage car on utilise la version Abaqus implicite et que l'on simule juste la zone centrale (moins d'éléments) ce qui diminue le temps de calcul. Elle nous évite également de prendre en compte des paramètres de la simulation difficile à gérer (frottement et conditions aux limites au niveau de l'outillage).

Cette simulation numérique va être maintenant réalisée en introduisant l'effet d'hétérogénéité de la microstructure sans défauts géométriques.

4.6 Simulation numérique réduite prenant en compte l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure

4.6.1 Modélisation de la loi de comportement adaptée aux matériaux de faible épaisseur

La simulation numérique en micro-emboutissage nécessite la prise en compte des effets d'échelles. Des recherches sur l'introduction des effets de taille dans la loi de comportement, ont été réalisées par différents auteurs [MIC 03], [HOF 06], [YEH 08]. Notre choix s'est porté sur les travaux de [YEH 08] car les auteurs utilisent une loi de comportement plutôt simple d'utilisation prenant en compte l'épaisseur mais également la taille des grains. Les courbes expérimentales obtenues avec l'épaisseur 0,2 mm avec différentes tailles de grains présentées dans le chapitre II §2.4.3.1 vont être utilisées pour déterminer la loi de comportement adaptée à notre matériau de faible épaisseur. Ces courbes sont de type Hollomon (équation 56) dont les paramètres sont présentés dans le **Tableau 19**.

$$\sigma_{eq} = K \varepsilon_{eq}^n \quad (56)$$

La taille des grains a également été calculée pour chaque épaisseur en utilisant la méthode donnée dans la norme NF A04-102 [NOR 80] exposée dans le chapitre II §2.5.1. Elles sont également reportées dans le **Tableau 19**.

Epaisseur (mm)	K (MPa)	Coefficient d'écrouissage n	Taille moyenne des grains (μm)
0,2	184,8	0,2784	70
0,2	176,44	0,2887	82
0,2	148	0,26	91

Tableau 19 : Paramètres de modélisation des résultats expérimentaux de traction pour 3 tailles de grains.

Pour prendre en compte l'épaisseur et la taille des grains une nouvelle fonction dépendant de ces deux paramètres a été introduite dans la loi de comportement :

$$\sigma_{eq_N_M} = K \varepsilon_{eq}^n F(e, t) \quad (57)$$

avec e qui représente l'épaisseur (mm) et t la taille des grains de l'échantillon (μm). La fonction F décrit la diminution de la contrainte d'écoulement quand la taille des grains augmente. F est donnée par :

$$F(e, t) = \frac{x e^2 + y e + z}{u t + v} \quad (58)$$

x , y , z , u et v sont les paramètres du matériau du nouveau modèle et sont déterminés par l'algorithme d'optimisation de Nelder Mead [LAG 98] présenté en Annexe 1 [LAG 98]. Il faut ensuite minimiser la fonction f (Equation 59) par cet algorithme pour trouver les valeurs de K , n , x , y , z , u et v .

$$f(X) = \sum_{i=1}^N [\sigma_{eq_{i_70}} - \sigma_{eq_N_M_70}(X)]^2 + \sum_{i=1}^N [\sigma_{eq_{i_82}} - \sigma_{eq_N_M_82}(X)]^2 + \sum_{i=1}^N [\sigma_{eq_{i_91}} - \sigma_{eq_N_M_91}(X)]^2 \quad (59)$$

N est le nombre de points obtenus expérimentalement avec la courbe contrainte-déformation, σ_{eq_i} représente les contraintes obtenues avec les essais expérimentaux calculées à partir de l'équation (56), $\sigma_{eq_N_M}$ est donnée par l'équation (57) et $X = [K, n, x, y, z, u, v]$ sont les paramètres inconnus du nouveau modèle.

Les résultats obtenus avec la minimisation de Nelder Mead sont présentés dans le **Tableau 20** :

K (MPa)	n	x	y	z	u	v
262,52	0,2770	-0,2796	-0,0920	0,0961	0,0013	0,0315

Tableau 20 : Paramètres du nouveau modèle mathématique obtenu avec l'algorithme de Nelder-Mead.

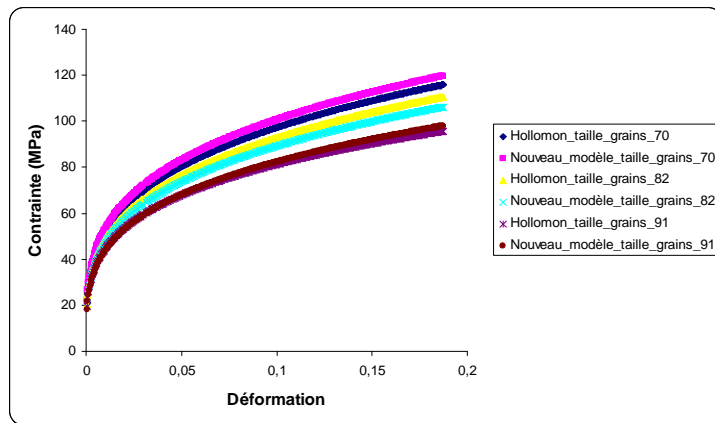


Figure 152 : Comparaison des résultats expérimentaux et ceux du nouveau modèle.

Quand on compare les résultats obtenus expérimentalement et notre nouveau modèle mathématique (*Figure 152*), on remarque qu'il y a une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux issus de la modélisation des effets d'échelles.

4.6.2 Introduction de l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure

Après la mesure de la taille des grains, on a constaté qu'il y avait une grande diversité de taille de grains (hétérogénéité de la microstructure) ; pour restituer au mieux le comportement de notre matériau, différentes tailles de grains ont été introduites. Diverses tailles de grains ont été obtenues dans le chapitre II §2.5.2. Pour chaque taille de grains, on recherche la loi de comportement correspondante. Le modèle utilisé est celui qui est présenté dans le *Tableau 20*. On fixe ensuite les valeurs de x , y , z , u et v du *Tableau 20* et on fait varier la taille des grains. A chaque fois c'est la valeur de la fonction F (Equations 57 et 58) qui change, les valeurs de K et n restent constantes. Les résultats obtenus pour chaque classe de grains sont présentés dans le *Tableau 21*.

Taille des grains (mm)	F	K (MPa)	K*F (MPa)	n
0,032	1,2159	262,52	319,19	0,2770
0,056	0,8522	262,52	223,71	0,2770
0,08	0,6560	262,52	172,21	0,2770
0,104	0,5332	262,52	139,97	0,2770
0,128	0,4491	262,52	117,89	0,2770

Tableau 21 : Nouveau modèle mathématique obtenu pour chaque taille de grains.

La loi de comportement obtenue pour chaque taille de grains va être introduite dans le logiciel Abaqus pour réaliser une simulation numérique réduite dans le but de tracer les courbes limites de micro-formage.

4.6.3 Application à la simulation réduite

La simulation numérique réduite est réalisée en introduisant l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure c'est-à-dire avec une épaisseur fixe et diverses tailles des grains. La simulation réduite est effectuée sans introduction des défauts géométriques sur l'éprouvette. Pour réaliser la simulation réduite, il n'y a que la courbe de référence qui change c'est-à-dire que chaque taille de grains a sa propre courbe de référence. Pour ce faire, un algorithme a été programmé sur Matlab pour répartir aléatoirement les tailles de grains par rapport à leurs pourcentages présentés dans le chapitre II §2.5.2 (*Tableau 12*). Ensuite différentes sections sont créées sous Abaqus dans lesquelles on introduit chaque groupe de taille de grains trié par l'algorithme précédent (*Figure 153*). A chaque section, la courbe de référence correspondante est affectée.

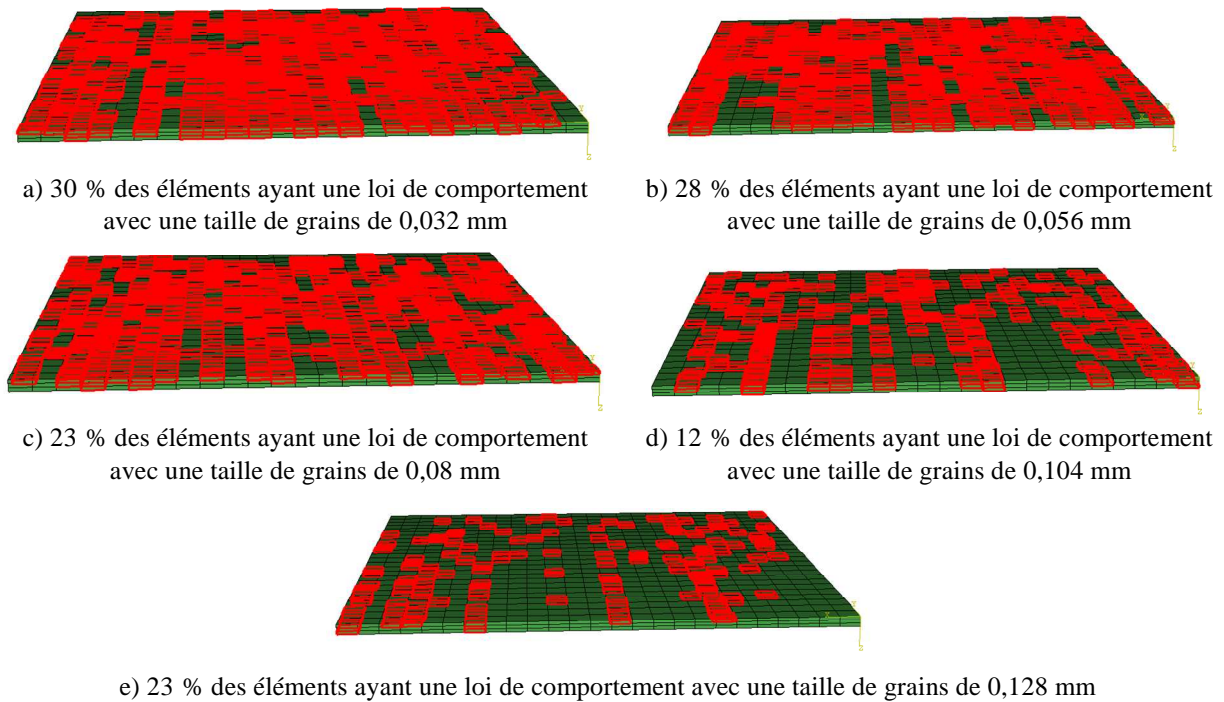


Figure 153 : Introduction de la répartition de la taille des grains dans Abaqus.

La simulation numérique réduite est effectuée pour les sollicitations en expansion, en traction et en traction large en faisant varier le nombre d'éléments de maillage dans l'épaisseur (2, 3, 5, 9, 11 et 14 éléments). Les courbes limites de micro-formage ont ensuite été déterminées en utilisant la méthodologie retenue soit le critère de changement de pente couplé à la méthode de la valeur de la moyenne. Les cartographies des déformations maximales obtenues avec la simulation réduite au temps de la localisation pour les différentes sollicitations avec 2 éléments dans l'épaisseur sont présentées sur les **Figures 154^a, 154^b, 154^c**.

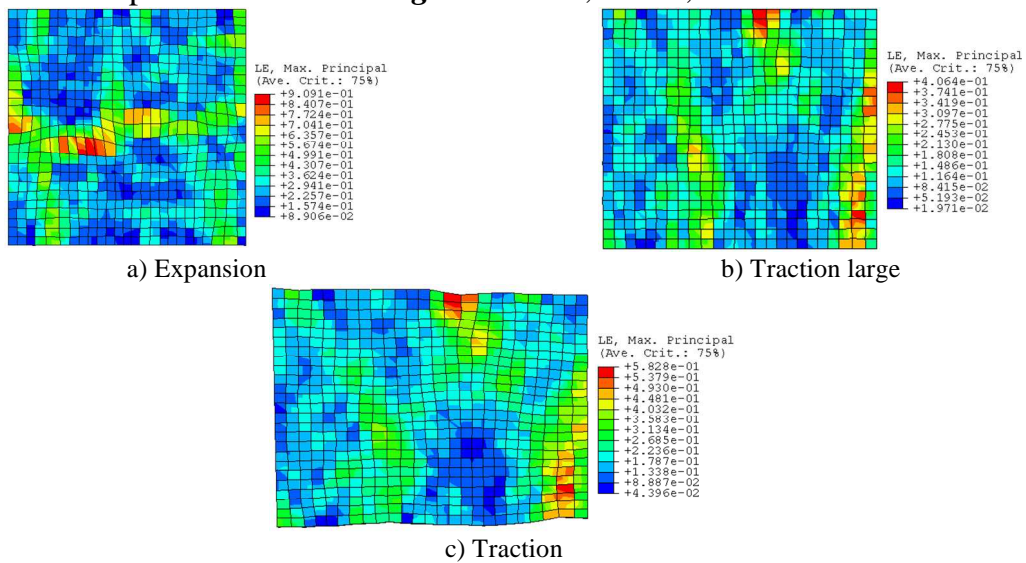


Figure 154 : Cartographies des déformations maximales au temps de la localisation en expansion, traction large et traction (2 éléments dans l'épaisseur).

Les courbes limites de micro-formage obtenues avec différents nombre d'éléments dans l'épaisseur sont présentées sur la **Figure 155**.

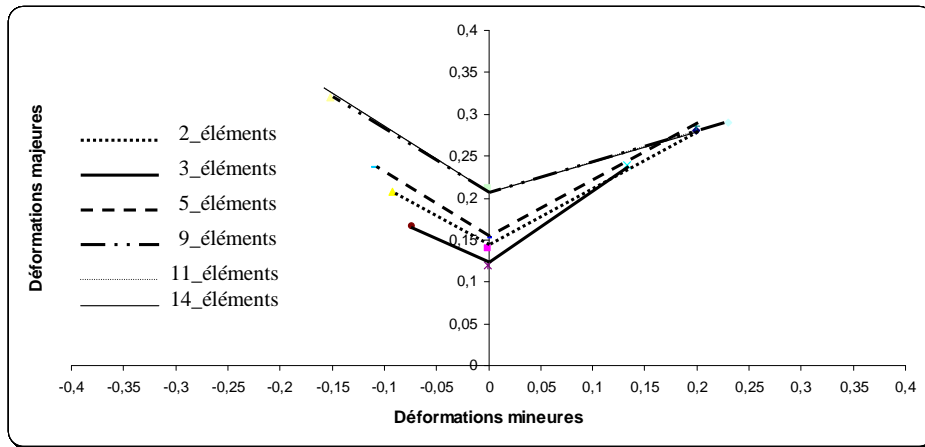


Figure 155 : Influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur sur les courbes limites de micro-formage obtenues avec le critère de changement de pente.

La **Figure 155** montre que les points obtenus en expansion sont assez proches quelque soit le nombre d'éléments dans l'épaisseur, ceux obtenus en traction large et en traction sont un peu décalés. On remarque que lorsque le nombre d'éléments augmente, les déformations augmentent. Les courbes limites de micro-formage obtenues avec 9, 11 et 14 éléments dans l'épaisseur sont quasiment superposées. Donc la courbe limite de micro-formage ne change plus à partir de 9 éléments dans l'épaisseur. La courbe limite de micro-formage fournie par la simulation avec 9 éléments dans l'épaisseur est donc comparée avec les résultats expérimentaux (**Figure 157**).

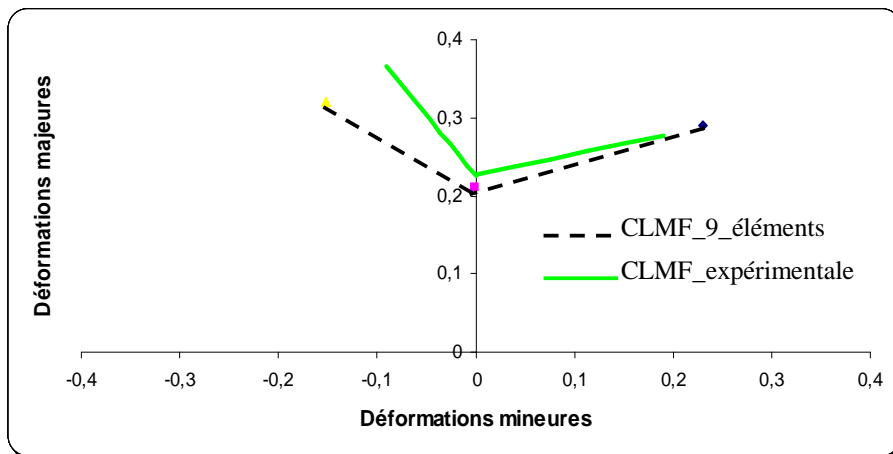


Figure 156 : Comparaison des CLMF fournie par la simulation avec l'hétérogénéité de la microstructure avec la CLMF expérimentale.

La **Figure 156** montre que les points fournis par l'expansion et la traction large sont assez proches des résultats expérimentaux par contre le point donné par la traction est un peu éloigné de la courbe limite de micro-formage réelle.

4.7 Conclusion

Dans ce chapitre, diverses simulations numériques par la méthode des éléments finis ont été réalisées :

- ✚ une première avec l'outillage complet de micro-emboutissage et un flan ayant des défauts géométriques dans la zone centrale,
- ✚ une seconde nommée « simulation réduite » où différents trajets de déformations sont simulés avec l'introduction d'abord des défauts géométriques, ensuite de l'hétérogénéité de la microstructure.

Pour déterminer les courbes limites de micro-formage avec l'outillage complet, deux critères de détection de début de la localisation ont été utilisés : le critère de force maximale et celui de changement de pente. Plusieurs méthodes de détermination des déformations à la striction, s'appuyant sur les histogrammes représentant la distribution des déformations majeures et mineures sont traitées. La comparaison des courbes limites de micro-formage numériques fournies par les deux critères couplés aux méthodes de détermination des déformations à la striction avec les courbes limites de micro-formage expérimentales montre que le critère de changement de pente couplé avec la méthode de la moyenne, est plus proche de la courbe limite de micro-formage expérimentale. C'est donc cette méthodologie qui est retenue pour la suite. Cependant, on observe un léger décalage entre les résultats expérimentaux et numériques. L'étude de l'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur a révélé qu'en expansion et en traction large il n'y a pas d'influence par contre en traction on obtient une déformation majeure plus élevée quand le nombre d'éléments augmente.

Concernant la simulation « réduite » avec l'introduction des défauts géométriques, l'étude des influences de la profondeur des défauts, du nombre de défauts et de la répartition aléatoire sur les courbes limites de micro-formage montre que la force et le niveau de la courbe limite de micro-formage diminue avec l'augmentation de la profondeur et du nombre de défauts. Il est important de rappeler qu'il a été vérifié que la répartition aléatoire des défauts n'a pas d'influence sur ces deux paramètres. La comparaison des résultats obtenus avec la simulation « réduite » avec ceux de l'outillage complet et des résultats expérimentaux montre une amélioration en traction en utilisant la simulation réduite.

A propos de la simulation « réduite » avec l'introduction de l'hétérogénéité de la microstructure, l'étude de l'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur indique que les déformations majeures augmentent quand le nombre d'éléments de maillage augmente et pour un nombre d'éléments supérieur ou égal à 9, la courbe limite de micro-formage reste inchangée. La comparaison des résultats donnés par cette simulation ayant 9 éléments dans l'épaisseur avec les résultats expérimentaux montre que les points expérimentaux d'expansion et de la traction large sont voisins de ceux de la simulation, les points en traction sont eux plus éloignés.

Différentes courbes limites de micro-formage numériques ont été déterminées avec les trois simulations réalisées. Les points des CLMF, avec la simulation « réduite », donnés par la traction et la traction large sont proches de ceux de l'expérimental, par contre en expansion un décalage persiste. La simulation pourrait être améliorée en optimisant les paramètres de la simulation.

Par ce travail, le potentiel de la simulation numérique réduite a été mis en évidence : cette méthodologie apporte un gain de temps important pour tracer des CLMF, proches de la réalité.

5 Chapitre V: Application du micro-emboutissage pour la validation des modèles micro-mécaniques

5.1 Introduction

Les premiers modèles développés, appelés modèles phénoménologiques, permettent de reproduire les courbes obtenues lors des essais expérimentaux (loi d'Hollomon, Swift... pour l'essai de traction). Cependant, la microstructure joue un rôle important sur le comportement macroscopique des matériaux. Des modèles appelés modèles micro-mécaniques ou multi-échelles, permettent d'intégrer le rôle de cette microstructure pour décrire le comportement plastique du matériau. Ces modèles donnent la réponse du matériau au niveau macroscopique à partir de la description du comportement microscopique. Des recherches ont été effectuées sur l'élaboration de ces modèles [TEO 75], [FRA 85], [FIV 97], [EST 98], [PEE 01], [TAB 92], [TAB 97], [TAB 01], [EVE 04], [GAU 04], [DEV 06], [SAA 07]. Pour utiliser ces modèles, il est nécessaire de travailler à différentes échelles, par exemple :

- ✚ l'échelle macroscopique dans laquelle on définit les conditions aux limites (sollicitations en expansion, traction...),
- ✚ l'échelle microscopique dans laquelle on définit les relations physiques (loi d'écrouissage, loi d'écoulement...).

La complexité de ces modèles est liée à la transition d'échelles. L'identification et la validation de ces modèles sont basées sur des résultats expérimentaux acquis à différentes échelles grâce à des développements souvent originaux.

Le dispositif de micro-emboutissage présenté dans le chapitre III §3.2 permet d'obtenir différentes sollicitations, en changeant la géométrie des éprouvettes, avec un outillage unique. L'objectif de ce chapitre est d'utiliser ce dispositif pour fournir des éléments pour une validation ultérieure d'une modélisation numérique multi-échelles. Le procédé expérimental et les moyens utilisés pour obtenir les données nécessaires à cette validation sont présentés dans ce chapitre. C'est dans ce cadre que des essais de micro-emboutissage ont été réalisés sur des monocristaux et des multicristaux d'aluminium 1050A (99,5 %). En effet, l'emboutissage des monocristaux et des multicristaux permet d'obtenir des données expérimentales riches en information pour valider les paramètres des lois de comportement micro-mécaniques sous différents chemins de sollicitation. Les informations récoltées vont permettre de déterminer les déformations de l'éprouvette en tout point de la surface de l'éprouvette et de donner l'évolution des orientations cristallographiques. Les informations qui seront exploitées dans la suite sont : la force, le déplacement du poinçon, les déformations à la surface de l'éprouvette, les orientations cristallographiques avant et après l'essai. Concernant nos essais, des tailles d'échantillons associées à des sollicitations d'expansion, de traction large et de traction ont été testées. Nos résultats pourront servir à tester des modèles micro-mécaniques avec les différentes sollicitations.

5.2 Rappel du protocole expérimental

Le matériau utilisé est de l'aluminium 1050A (99,5 %). Les mono et multicristaux ont été élaborés par la méthode de l'écrouissage critique à partir de la tôle brute d'épaisseur 0,2 mm. Différentes géométries de flans, présentées dans le

chapitre II §2.6.2, ont été découpées. La première géométrie est un disque de diamètre 24 mm (*Figure 157 a*), les deux dernières géométries varient suivant la largeur L (*Figure 157b* et *157 c*). Des contre-flans de mêmes dimensions que les flans percés d'un trou de diamètre 3 mm au centre ont également été découpés dans la tôle polycristalline initiale. La découpe des échantillons a été réalisée de manière à obtenir, pour chaque géométrie, un cristal, trois cristaux (*Figure 158 c*), deux cristaux présentés verticalement (*Figure 158 a*) et deux cristaux présentés horizontalement (*Figure 158 b*). Les cristaux ont ensuite été orientés par un diffractomètre quatre cercles.

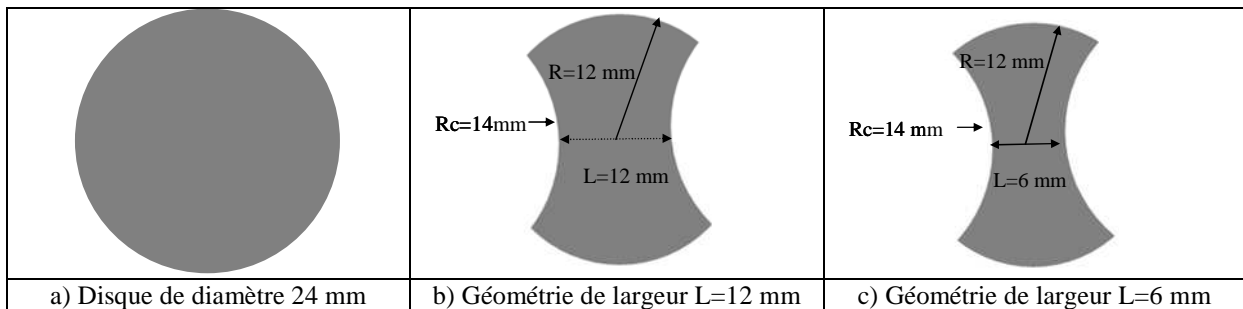


Figure 157 : Géométrie des flans.

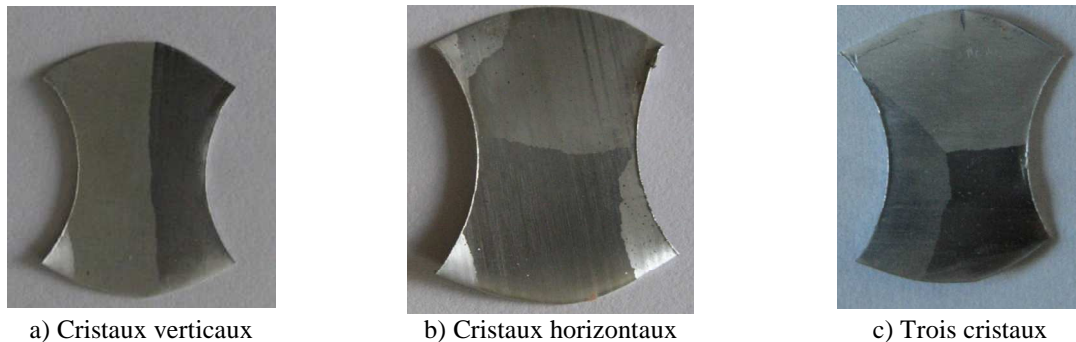


Figure 158 : Différents cristaux de largeur $L=12$ mm.

Le dispositif de micro-emboutissage est ensuite utilisé pour obtenir diverses sollicitations avec les différentes géométries de flans (*Figure 159*). Grâce au logiciel 7D, il est possible de déterminer, en chaque point de l'échantillon, pour une sollicitation donnée, à la fois le vecteur déplacement et les directions principales. Les exploitations suivantes sont données pour l'instant final avant rupture. De par la géométrie des échantillons, une sollicitation d'expansion est obtenue avec le disque de diamètre 24 mm (*Figures 160 a, 161 a*), une sollicitation de traction large avec la géométrie de largeur 12 mm (*Figure 160 b, 161 b*) et une sollicitation de traction avec celle de largeur 6 mm (*Figure 160 c, 161 c*).

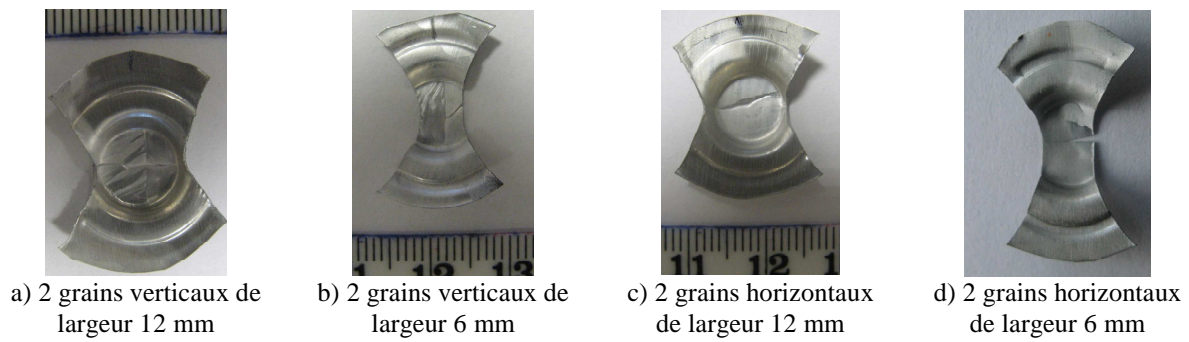


Figure 159 : Echantillons après déformation.

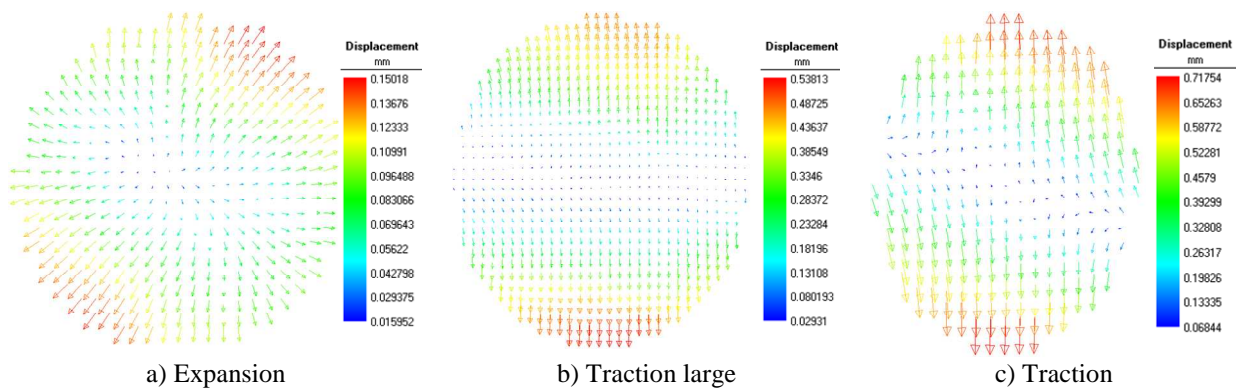


Figure 160 : Vecteurs déplacement des différents chargements obtenus pour les monocristaux.

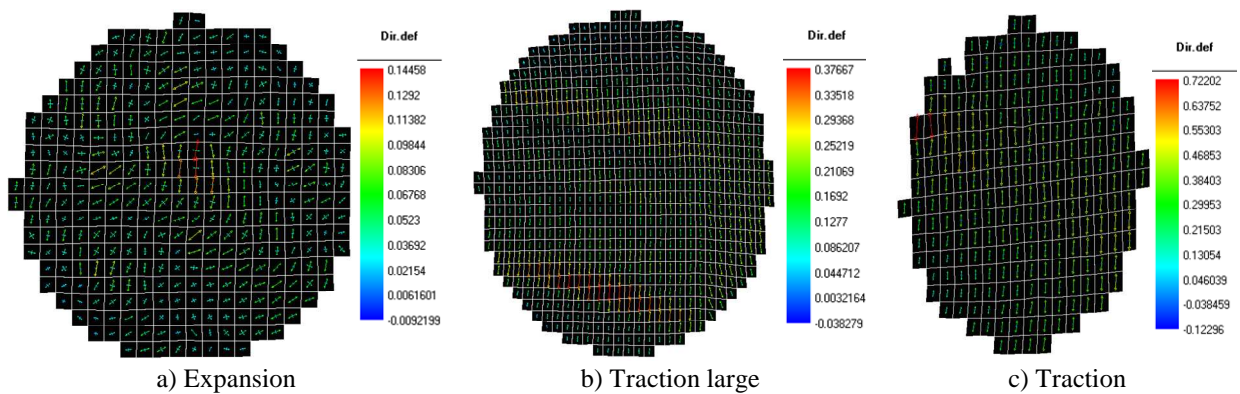


Figure 161 : Directions principales des différents chargements obtenues pour les monocristaux.

5.3 Micro-emboutissage d'un monocristal

5.3.1 Orientations des grains

Les orientations des axes cristallographiques par rapport aux axes macroscopiques des monocristaux sont déterminées avec un diffractomètre quatre

cercles par les angles d'Euler (ψ , θ et ϕ). Il est alors possible de déterminer pour chaque monocristal les orientations des ³ systèmes de glissement par rapport au repère macroscopique à partir des angles d'Euler. Pour cela, une interface graphique qui permet de déterminer les configurations des systèmes de glissement par rapport aux axes macroscopiques du monocristal, est utilisée [DEP 04] (*Figure 162*).

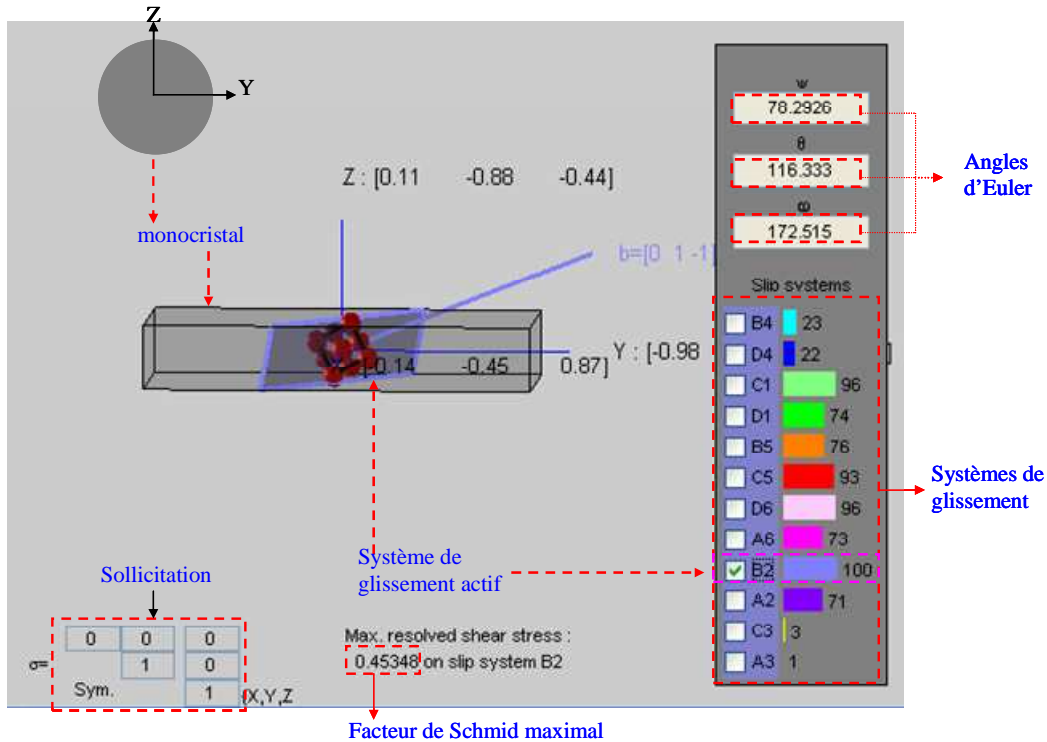


Figure 162 : Interface graphique permettant de déterminer les configurations des systèmes de glissement [DEP 04].

Le *Tableau 22* présente les angles d'Euler avec les systèmes de glissements correspondants qui vont s'activer en premier pour chaque monocristal pour des sollicitations en expansion, traction large et traction.

	Angles d'Euler	⁴ Facteur de Schmid maximal	Système de glissement actif
Monocristal 1-24 mm	(78,2 ; 116,3 ; 172,5)	0,45	B2
Monocristal 2-12 mm	(157,3 ; 147 ; 86,4)	0,31	A6
Monocristal 3-6 mm	(-130,2 ; 98 ; -170,8)	0,45	A2

Tableau 22 : Orientations des monocristaux avant déformation.

³ Système de glissement : Combinaison d'une direction et d'un plan caractérisant le mode de déformation du monocristal par cisaillement élémentaire.

⁴ Facteur de Schmid : Rapport entre la contrainte de cisaillement sur un système de glissement et la contrainte appliquée.

Les orientations des monocristaux ont été mesurées après les essais de micro-emboutissage pour observer les rotations dues aux essais. Ces orientations sont présentées dans le **Tableau 23**.

	Angles d'Euler
Monocristal 1-24 mm	(-168,3 ; 79,4 ; -11,8)
Monocristal 2-12 mm	(-158,3 ; 26,4 ; 36,9)
Monocristal 3-6 mm	(-133,8 ; 146,7 ; -178,7)

Tableau 23 : Orientations des monocristaux après déformations.

Les orientations des monocristaux avant déformation peuvent être introduites dans un code éléments finis pour réaliser une simulation avec des modèles micro-mécaniques et les orientations après déformations seraient à comparer avec les orientations issues de la simulation numérique.

5.3.2 Exploitation des essais

Des sollicitations d'expansion, de traction large et de traction sont réalisées sur les monocristaux. L'étude du champ de déplacement et du champ de déformations entre deux images sur la surface des flans est effectuée avec le logiciel d'analyse d'images 7D. La **Figure 163** présente les images avant et après déformation d'un disque monocristal de diamètre 24 mm.

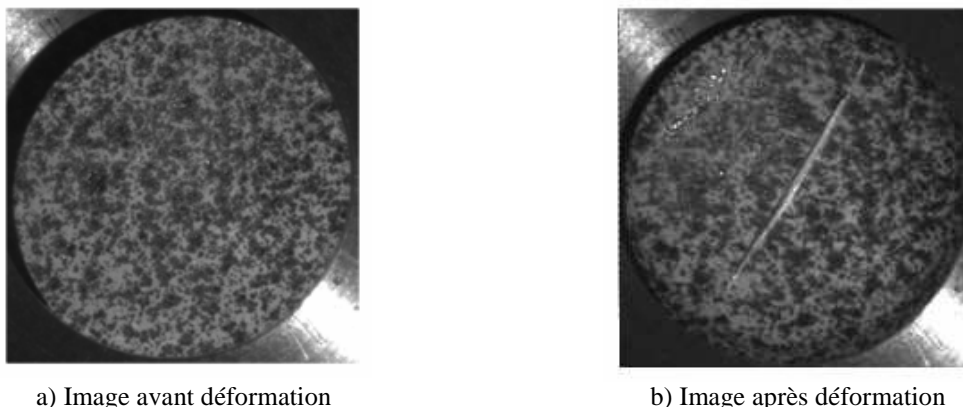


Figure 163 : Images avant et après déformation d'un monocristal de diamètre 24 mm.

5.3.2.1 Courbes force-déplacement

Les courbes force-déplacement du poinçon obtenues pour chaque sollicitation, sont présentées sur la **Figure 164**.

Ces courbes représentent des informations importantes et peuvent être comparées avec les courbes force-déplacement qui seraient obtenues avec la simulation numérique du micro-emboutissage.

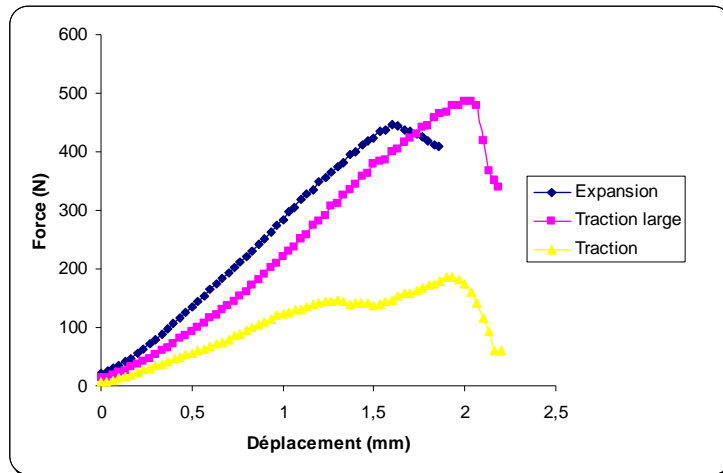


Figure 164 : Courbes forces-déplacements des monocristaux.

L’observation de l’allure des courbes de la **Figure 164** montre qu’une chute partielle apparaît sur la courbe de traction pour un déplacement d’environ 1,5 mm. Si l’on étudie plus précisément les images obtenues à cet instant, on s’aperçoit qu’il y a rupture du contre-flan, ce qui signifie une diminution de la surface qui supporte l’effort et donc ce qui peut justifier une chute de la force. Le diamètre du trou voir la présence du contre-flan n’est sûrement pas adapté à l’essai de traction.

5.3.2.2 Champs de déformations

La mesure des déformations permettent de déterminer si la déformation est homogène ou hétérogène à la surface des éprouvettes monocristallines pendant les essais. Les évolutions des déformations sur la surface des éprouvettes pour chaque sollicitation sont présentées par la donnée à trois temps différents sur les **Figures 165, 166 et 167**.

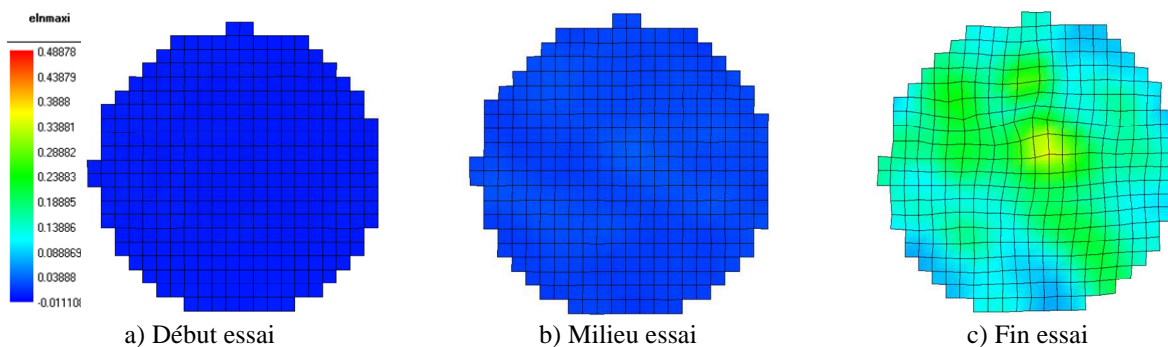


Figure 165 : Cartographie des déformations pour le monocristal de largeur 24 mm.

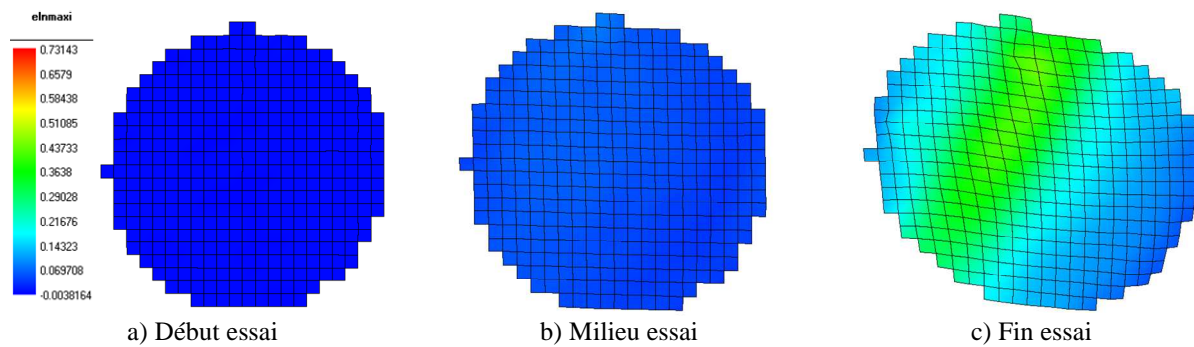


Figure 166 : Cartographie des déformations pour le monocristal de largeur 12 mm.

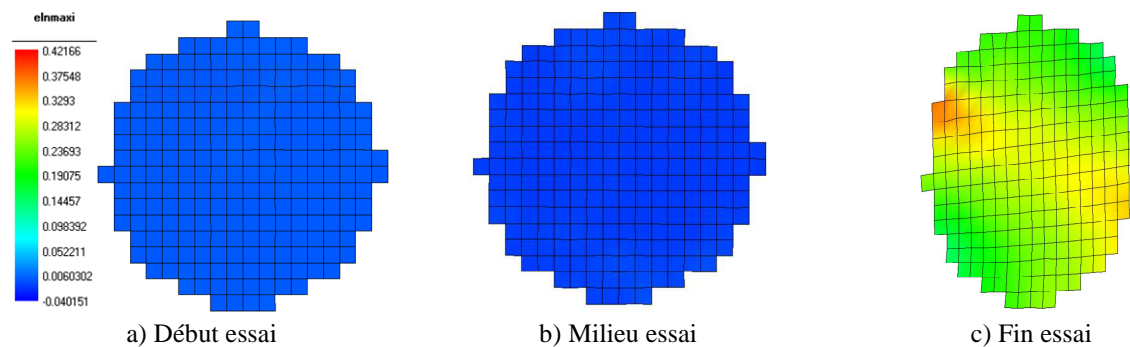


Figure 167 : Cartographie des déformations pour le monocristal de largeur 6 mm.

Pour chaque sollicitation, on remarque que les déformations sont homogènes au début et au milieu de l'essai. Par contre à la fin de l'essai, une hétérogénéité est observée avec une déformation plus élevée au centre de l'éprouvette. Ces hétérogénéités peuvent provenir du comportement du monocristal testé lié à son orientation cristalline.

Nous avons présenté les angles d'Euler, les facteurs de Schmid, les systèmes de glissements actifs pour chaque sollicitation. Les forces et les déplacements obtenus ont également été présentés. L'exploitation des déformations montrent une homogénéité des monocristaux au début des essais et une hétérogénéité à la fin. Tous ces résultats sont nécessaires pour la validation de la modélisation des monocristaux avec des lois multi-échelles.

5.4 Micro-emboutissage du multicristal

Des essais de micro-emboutissage ont également été réalisés sur les différents multicristaux (deux cristaux horizontaux, deux cristaux verticaux et trois cristaux). Le logiciel d'analyse d'images 7D est également utilisé pour l'étude des déformations.

5.4.1 Courbes force-déplacement

Les courbes forces-déplacement obtenues avec les deux cristaux horizontaux, verticaux et les trois cristaux sont présentées sur les **Figures 168, 169** et **170**.

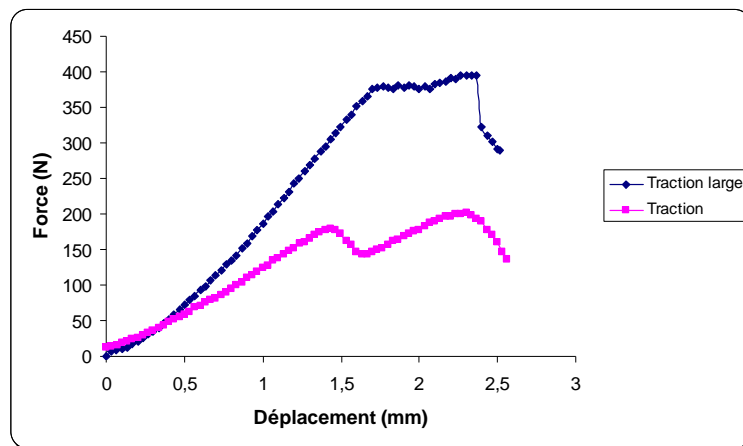


Figure 168 : Courbes forces-déplacements (deux cristaux horizontaux).

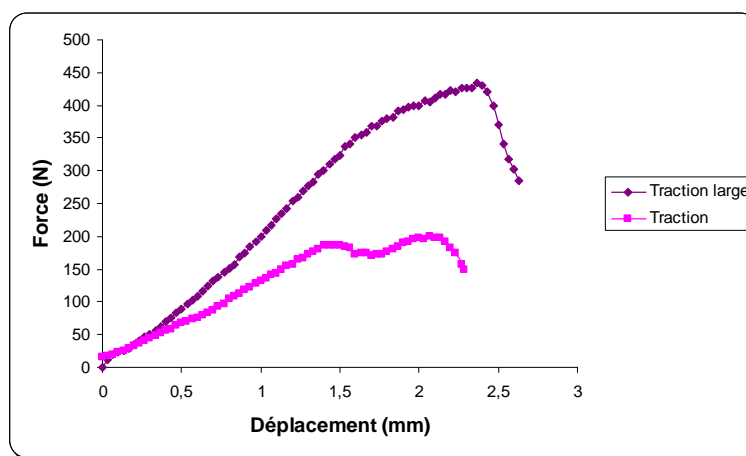


Figure 169 : Courbes forces-déplacements (deux cristaux verticaux).

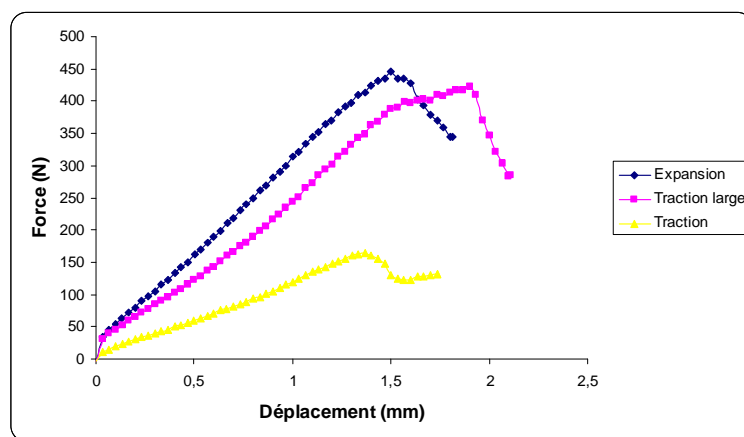


Figure 170 : Courbes forces-déplacements des (trois cristaux).

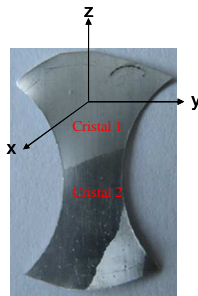
Ces courbes représentent des informations utiles qui pourront servir à la confrontation entre les résultats issus des essais expérimentaux et les résultats qui seront obtenus dans la simulation numérique avec des lois multi-échelles.

On retrouve le même type de chute de force pour l'essai de traction des trois multicristaux. L'explication donnée par la rupture du contre-flan est vérifiée par l'étude des images.

5.4.2 Champs de déformation

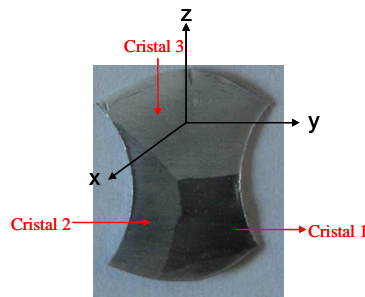
Les mesures des champs de déformation locale permettent de caractériser l'hétérogénéité de la déformation plastique provoquée par la différence d'orientation et la forme des grains. Nous avons analysé dans cette partie :

- ✚ une éprouvette composée de deux cristaux présentés horizontalement avec une sollicitation en traction (largeur 6 mm) (**Figure 171**),
- ✚ une éprouvette avec trois cristaux avec une sollicitation en traction large (largeur 12 mm) (**Figure 172**).



	Angles d'Euler	Facteur de Schmid maximal	Système de glissement actif
Cristal 1	(79,6 ; 59 ; -171)	0,49	B5
Cristal 2	(106,6 ; 117,6 ; 110,8)	0,47	A6

Figure 171 : Eprouvette composée de deux cristaux avec un chargement en traction. Le tableau présente les angles d'Euler avec leur système de glissement correspondant.



	Angles d'Euler	Facteur de Schmid maximal	Système de glissement actif
Cristal 1	(6,9 ; 27,1 ; -4,7)	0,46	C3
Cristal 2	(146,2 ; 106,8 ; -84,3)	0,44	B2
Cristal 3	(119,4 ; 122,5 ; 18,9)	0,32	B2

Figure 172 : Eprouvette composée de trois cristaux avec un chargement en traction large. Le tableau présente les angles d'Euler avec leur système de glissement correspondant.

La **Figure 173** présente les déformations obtenues avec l'éprouvette composée de deux grains séparés horizontalement. Des hétérogénéités des déformations sont observées, provoquées par des orientations cristallographiques différentes ; le joint de grain est alors fortement mis en évidence par l'analyse des déformations. Le cristal 1 ayant un facteur de Schmid plus élevé est le plus déformé, ce qui est bien en accord avec la loi de Schmid.

Les cartographies des déformations obtenues avec l'échantillon composé de trois cristaux avec une sollicitation en traction large sont présentées sur la **Figure 174**. Il est confirmé que le cristal 3 ayant un facteur de Schmid le moins élevé est moins déformé que les deux autres grains. Le cristal 2 est plus déformé que le cristal 3 avec un facteur de Schmid compris entre celui du cristal 3 et du cristal 1. Le cristal 1 est beaucoup plus déformé avec un facteur de Schmid plus élevé que celui du cristal 2 et du cristal 3. On observe ainsi clairement une localisation au niveau du cristal 1.

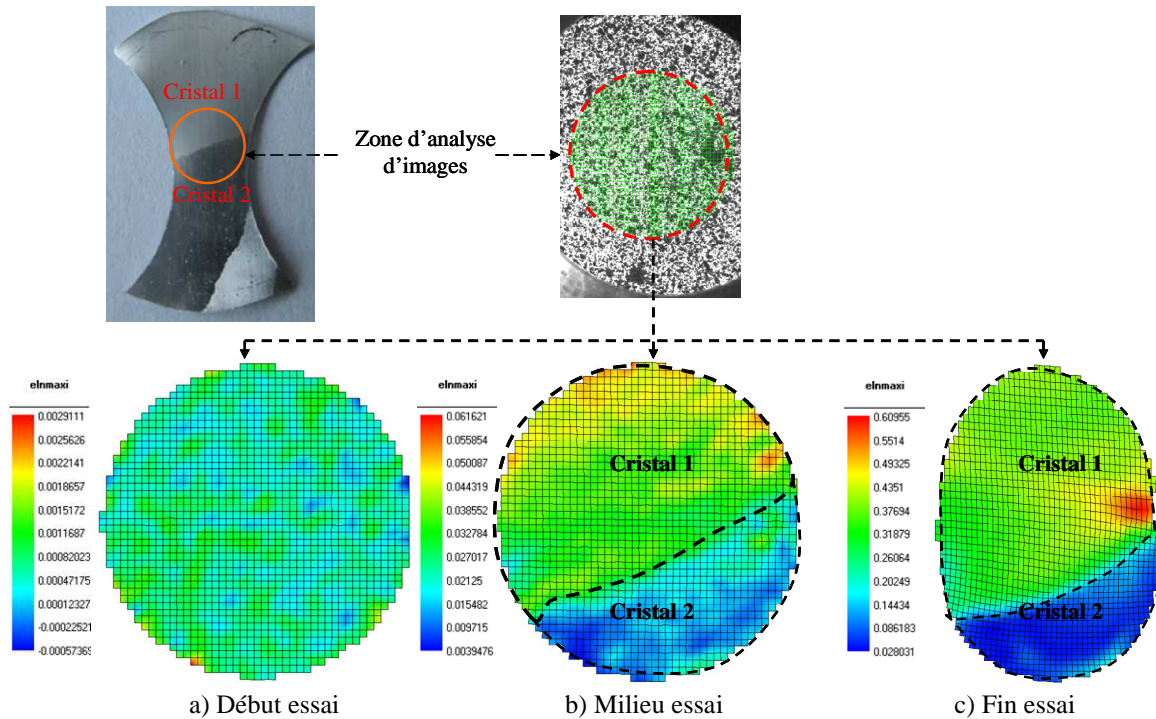


Figure 173 : Déformations de l'éprouvette composée de deux cristaux avec un chargement en traction.

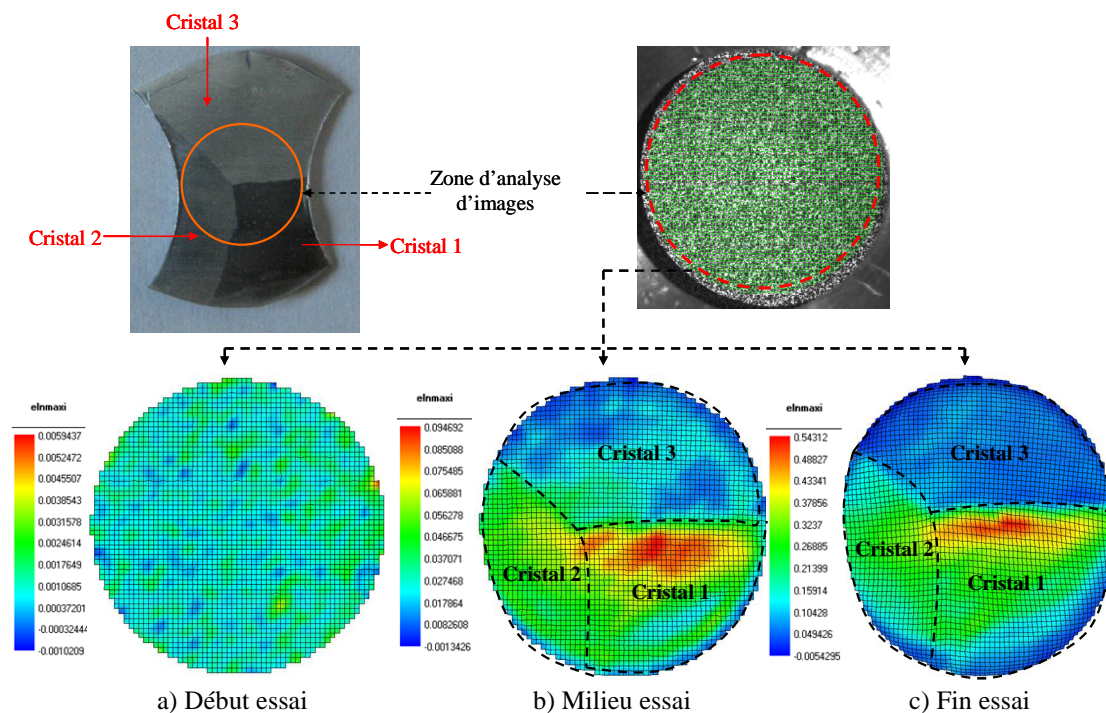


Figure 174 : Déformations de l'éprouvette composée de trois cristaux avec un chargement en traction large.

Les orientations des grains des multicristaux avant et après déformations sont présentées en Annexe 2.

Les deux exemples analysés confirment qu'il est indispensable de prendre en compte les orientations cristallographiques et la forme des grains dans un modèle micro-mécanique.

5.5 Conclusion

Avec ce chapitre, il a clairement été montré qu'une validation de modélisations du comportement des monocristaux et multicristaux par des lois multi-échelles est possible par le biais de ce dispositif expérimental. Elle se déroule en deux étapes. La première partie consiste à réaliser les essais expérimentaux présentés ci-dessous :

- ✚ la production des monocristaux et des multicristaux à partir de la tôle brute,
- ✚ la détermination des orientations cristallographiques pour chaque monocristal et chaque grain des multicristaux,
- ✚ la réalisation des essais de micro-emboutissage sur les monocristaux et multicristaux
- ✚ la détermination des orientations cristallographiques après le procédé de micro-emboutissage,
- ✚ l'exploitation des résultats c'est-à-dire l'extraction des courbes force-déplacement et des champs de déformations.

La seconde partie est la validation à proprement parlé de la loi micro-mécanique dont les étapes à mettre en place sont énumérées ci-dessous :

- ✚ la description du comportement du multicristal à l'aide d'un code utilisant la méthode des éléments finis dans lequel est intégrée une loi multi-échelles,
- ✚ la comparaison des résultats issus de la simulation numérique avec ceux obtenus avec les essais expérimentaux. Les comparaisons sont réalisées à l'échelle macroscopique (courbes force-déplacement, évolution des déformations sur la surface de l'éprouvette) et à l'échelle microscopique (orientations cristallographiques de l'échantillon).

Conclusions générales et perspectives

Conclusions générales

Ce travail de recherche est consacré à l'étude de la micro-formabilité d'une tôle d'aluminium de faible épaisseur par l'établissement des courbes limites de micro-formage (CLMF). De nombreuses recherches ont déjà été effectuées sur la détermination expérimentale, théorique et numérique des courbes limites de formage pour des matériaux d'épaisseur classique (environ 1 mm). Cependant, peu de travaux ont été réalisés sur le micro-emboutissage, particulièrement sur les courbes limites de micro-formage de matériaux très minces. L'aboutissement de ce travail est de proposer diverses méthodes, facilement exploitables, d'obtention des courbes limites de micro-formage expérimentales et numériques, permettant ainsi de prédire le succès d'une opération de micro-emboutissage.

Quatre méthodes de détermination des courbes limites de micro-formage expérimentales, fondées sur l'exploitation de l'analyse d'images, ont été proposées : la méthode de l'apparition d'un pixel blanc s'appuyant sur l'apparition d'un défaut distinct, celle de changement de pente des trajets de déformation, la méthode des polynômes et la méthode des profils de déformations. La validation de ces différentes méthodes avec l'essai de coupelle emboutie permet de retenir deux méthodes de détermination de courbes limites de micro-formage : la méthode des profils de déformation et celle des polynômes. Cette dernière est facilement programmable et automatisable et semble être la meilleure méthode d'analyse du micro-emboutissage.

Plusieurs méthodes de détermination des courbes limites de micro-formage virtuelles à partir de la simulation numérique du micro-emboutissage, par la méthode des éléments finis, du micro-emboutissage, intégrant une loi de comportement élasto-plastique ont été proposées. Deux critères de détection du début de la localisation, utilisant différentes méthodes de détermination des déformations à l'apparition de la striction, ont été testés. Notre choix s'est porté sur le critère de changement de pente couplé à la méthode de la valeur de la moyenne des déformations car la CLMF fournie par ce critère est plus proche des CLMF expérimentales.

La proposition d'une simulation numérique réduite, introduisant des défauts d'épaisseur a permis d'obtenir rapidement les CLMF. L'étude d'un certain nombre de paramètres tels que la profondeur des défauts, leur nombre et leur répartition aléatoire a mis en évidence l'influence de chacun d'entre eux sur le niveau des courbes limites de formage. La confrontation avec les résultats expérimentaux valide cette méthode. Cette simulation numérique réduite est un moyen efficace d'établir les courbes limites de formage qui présente beaucoup d'avantages :

- faible temps de calcul,
- facilité de modélisation par la suppression de paramètres de la simulation difficile à gérer (modélisation du frottement, définitions des conditions aux limites).

Pour restituer au mieux le comportement de notre matériau de faible épaisseur, une nouvelle simulation numérique réduite prenant en compte maintenant l'effet de l'hétérogénéité de la microstructure a été introduite. L'étude de l'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur a été menée et a montré que le niveau des courbes obtenues se stabilise au-delà d'un certain nombre. La comparaison de la CLMF virtuelle avec celle fournie par l'expérience montre une bonne concordance sauf en traction où un écart un peu plus important est observé.

Le dispositif de micro-emboutissage a été utilisé pour déformer des monocristaux et des multicristaux pour une validation ultérieure de modèles micro-mécaniques. En effet, la sollicitation sous différents trajets de déformation de monocristaux et de multicristaux permet d'obtenir des données expérimentales riches en information pour identifier les paramètres des lois de comportement micro-mécaniques. Les données expérimentales comme les orientations cristallographiques avant et après déformation, les courbes force-déplacement, l'évolution des champs de déformations ont été déterminées et analysées. L'ensemble de ces paramètres serviront à valider des modèles multi-échelles.

Ce travail a ouvert de nombreuses pistes aussi bien sur l'aspect expérimental que numérique.

Perspectives

Différentes perspectives peuvent être envisagées à la suite de ce travail de recherche. Nous allons les énoncer dans l'ordre chronologique des chapitres de ce manuscrit, d'abord les essais de détermination des courbes limites de micro-formage, ensuite leur simulation numérique et enfin la déformation des monocristaux et des multicristaux.

Les essais de micro-emboutissage ont été réalisés avec un outillage de diamètre de poinçon 9 mm, une matrice et un serre-flan annulaire de diamètre 10 mm. Une perspective intéressante serait d'effectuer des essais en diminuant d'un facteur 10 les dimensions de l'outillage avec par exemple un poinçon de taille voisine de 1 mm, mais également l'épaisseur des échantillons à emboutir. Toutefois, cette diminution impliquera en termes de conception d'autres principes technologiques.

Dans ce manuscrit, nous avons proposé une simulation numérique du micro-emboutissage permettant de déterminer les courbes limites de micro-formage virtuelles. Cette simulation méritera d'être améliorée dans le but de restituer au mieux les CLMF expérimentales.

Une détermination plus fine des paramètres élasto-plastiques devra être menée : mesure du coefficient de Poisson, amélioration de la mesure du module d'Young compte tenu d'une limite élastique dont l'existence fait débat pour certains matériaux.

Des démarches expérimentales pourraient être menées pour estimer plus précisément les conditions de frottement.

Le critère de Barlat [BAR 89] qui est un critère de plasticité mieux adapté pour l'aluminium pourrait être implanté dans Abaqus avec une subroutine utilisateur (Umat ou Vumat).

Diverses méthodes d'établissement des CLMF virtuelles ont été proposées. Les résultats numériques présentent un décalage avec les résultats expérimentaux. Pour remédier à ce problème, il faudrait optimiser certains paramètres de la simulation tels que :

- le choix du type des éléments finis,
- la taille du maillage,
- la modélisation des conditions aux limites...

L'introduction d'autres lois de comportements adaptées aux matériaux de faible épaisseur dans le but d'explorer de nouvelles voies et d'améliorer la concordance avec les résultats expérimentaux est une perspective du travail réalisé.

D'autre part, des monocristaux et des multicristaux ont été déformés avec notre dispositif de micro-emboutissage. Des données expérimentales ont été collectées à partir de ces essais. Il serait intéressant de passer à la phase de confrontation avec le comportement du multicristal obtenu par la méthode des éléments finis intégrant une loi multi-échelles. Le modèle développé au laboratoire par Saai [SAI 07] qui est une évolution du modèle de Tabourot [TAB 97] pourrait être utilisé pour réaliser cette simulation. Il serait intéressant dans un premier temps d'utiliser la simulation numérique réduite en intégrant cette loi multi-échelles et en comparant déjà les deux données : les champs de déformations et l'évolution des orientations cristallines. En effet, avec cette simulation la force ne pourra pas être comparée à l'expérience.

Table des illustrations

Table des illustrations

FIGURE 1 : APPLICATION DU MICRO-FORMAGE.....	3
FIGURE 2 : ILLUSTRATION DU PROCEDE D'EMBOUTISSAGE.....	4
FIGURE 3 : EXEMPLES DE PIECES MINIATURES OBTENUES PAR MICRO-FORMAGE [RAJ 05].....	9
FIGURE 4 : PROBLEMES EN MICRO-FORMAGE [ENG 02].....	10
FIGURE 5 : EFFET DE LA MINIATURISATION DE L'EPROUVETTE SUR LA CONTRAINTE D'ECOULEMENT [ENG 02].	12
FIGURE 6 : GRAINS AVANT ET APRES MINIATURISATION [VOL 04].....	12
FIGURE 7 : IDENTIFICATION INVERSE AVEC LE MODELE DE SWIFT POUR TOUTES LES EPAISSEURS (DE 0,1 A 0,5 MM) [MIC 03].....	13
FIGURE 8 : CONTRAINTES D'ECOULEMENT OBTENUES AVEC LE NOUVEAU MODELE [MIC°03].....	14
FIGURE 9 : COURBES CONTRAINTES-DEFORMATIONS [YEH 08].....	15
FIGURE 10 : CONTRAINTES EN FONCTION DU RAPPORT CARACTERISTIQUE λ [HOF 06].....	16
FIGURE 11 : MODELISATION MATHEMATIQUE DES CONTRAINTES D'ECOULEMENT PRENANT EN COMPTE LE RAPPORT CARACTERISTIQUE λ [HOF 06].....	16
FIGURE 12 : (A) DIFFERENCE ENTRE L'EMBOUTISSAGE CLASSIQUE ET LE MICRO-EMBOUTISSAGE [TRU 08] (B) CONTRAINTES D'ECOULEMENT DEPENDANT DES DIMENSIONS DE LA PIECE EN MICRO-EMBOUTISSAGE [TRU 08].....	17
FIGURE 13 : COMPARAISON DE LA MICRO ET MACRO COUPELLE EMBOUTIE [VOL 04].....	18
FIGURE 14 : COURBE LIMITE DE FORMAGE DE KEELER [KEE 65] ET GOODWIN [GOO 68].....	19
FIGURE 15 : DEFINITION D'UNE COURBE LIMITE DE FORMAGE.....	19
FIGURE 16 : MODES DE DEFORMATIONS DANS LE REPERE DES DEFORMATIONS PRINCIPALES MAJEURES ET MINEURES.....	20
FIGURE 17 : ESSAI NAKAZIMA.....	21
FIGURE 18 : ESSAI MARCINIAK.....	21
FIGURE 19 : L'ESSAI DE GONFLEMENT HYDRAULIQUE.....	22
FIGURE 20 : L'ESSAI FUKUI.....	22
FIGURE 21 : REPERAGE DES MAILLES ADJACENTES [VEE 72].....	25
FIGURE 22 : DETERMINATION DE LA DEFORMATION A L'APPARITION DE LA STRICTION PAR LA METHODE DE VEERMAN [VEE 72].....	25
FIGURE 23 : DETERMINATION DE LA DEFORMATION A L'APPARITION DE LA STRICTION PAR LA METHODE DE BRAGARD [BRA 72].....	26
FIGURE 24 : COURBE LIMITE DE FORMAGE A STRICTION OBTENUE AVEC LA METHODE DE HECKER [HEC 72].....	26
FIGURE 25 : DETERMINATION DE LA DEFORMATION A L'APPARITION DE LA STRICTION PAR LA METHODE DE KOBAYASHI [KOB 72].....	27
FIGURE 26 : DEFINITION DES POINTS LIMITES AVANT LA RUPTURE [BEN 05].....	28
FIGURE 27 : EXEMPLES DE TRAJETS DE DEFORMATION DES POINTS DE LA ZONE CRITIQUE (LARGEUR 19 MM) [BAL 07].....	28
FIGURE 28 : COURBE LIMITE DE FORMAGE [BAL 07].....	29
FIGURE 29 : LES DIFFERENTS TYPES DE STRICTION ILLUSTRÉS SUR L'ESSAI DE TRACTION.....	30

FIGURE 30 : COURBE FORCE-DEPLACEMENT EN ESSAI DE TRACTION UNIAXIALE.	30
FIGURE 31 : COURBE LIMITE DE FORMAGE AVEC LE CRITERE DE SWIFT.	32
FIGURE 32 : MODELE DE HILL.	32
FIGURE 33 : COURBE LIMITE DE FORMAGE AVEC LE CRITERE DE HILL.	34
FIGURE 34 : COURBES LIMITES DE FORMAGE AVEC LES CRITERES DE SWIFT ET HILL.	34
FIGURE 35 : MODELE DE MARCINIAK ET KUCZINSKI.	36
FIGURE 36 : COURBES DES DEFORMATIONS MAJEURES ET DES GRADIENTS DE DEFORMATIONS MAJEURES [GEI 03].	37
FIGURE 37 : EFFET DE L'ÉPAISSEUR SUR LES COURBES LIMITES DE FORMAGE [KEE 69].	38
FIGURE 38 : EFFET DE L'ÉPAISSEUR SUR LES COURBES LIMITES DE FORMAGE POUR DE L'ACIER DOUX [HAS 80].	39
FIGURE 39 : EFFET DE L'ÉPAISSEUR SUR LES COURBES LIMITES DE FORMAGE POUR DU SE-CU 58 ET DE L'AL 99,5 [DIE 07].....	39
FIGURE 40 : COURBES LIMITES DE FORMAGE AVEC LA VARIATION DE LA TAILLE DES GRAINS [DI 03].	40
FIGURE 41 : COURBES LIMITES DE FORMAGE POUR LE CUZN30 BRUT [SHU 08].	41
FIGURE 42 : COURBES LIMITES DE FORMAGE POUR LE CUZN30 RECUIT [SHU 08].	41
FIGURE 43 : LAMINOIR DU LABORATOIRE SYMME.	46
FIGURE 44 : MONTAGE POUR ENREGISTRER LES IMAGES DE LA SURFACE PENDANT UN ESSAI DE TRACTION.	46
FIGURE 45 : POSITION DES DEUX APPAREILS PHOTOS NUMERIQUES PAR RAPPORT A L'ECHANTILLON.	47
FIGURE 46 : EPROUVETTE NORMALISEE DE TRACTION.	48
FIGURE 47 : DIAGRAMME CONVENTIONNEL DE TRACTION.	48
FIGURE 48 : MACHINE DE TRACTION DE CAPACITE 1 KN.	49
FIGURE 49 : DIMENSIONS DES EPROUVETTES EN MM.	49
FIGURE 50 : COURBES CONTRAINTES VRAIES-DEFORMATIONS VRAIES SUIVANT LA DIRECTION DE LAMINAGE 0°.	50
FIGURE 51 : COMPARAISON DES RESULTATS.	51
FIGURE 52 : GRAPHE CONTRAINTES VRAIES-DEFORMATIONS VRAIES.	51
FIGURE 53 : GRAPHE CONTRAINTES VRAIES-DEFORMATIONS VRAIES POUR DES ESSAIS DE CYCLE CHARGE- DECHARGE-RECHARGE.	52
FIGURE 54 : ESSAI CHARGE-DECHARGE-RECHARGE SUIVANT LA DIRECTION 45°.	52
FIGURE 55 : CALCUL DU MODULE D'YOUNG A 3,3 % DE DEFORMATION.	52
FIGURE 56 : DIMINUTION DU MODULE D'YOUNG IDENTIFIE SUR LA DECHARGE.	53
FIGURE 57 : EXEMPLE DE DETERMINATION DE r_{45}	55
FIGURE 58 : IMAGE EXTRAITE DE LA NORME NF A04-102 REPRESENTANT UN ALLIAGE MONOPHASE POLYCRISTALLIN POUR LEQUEL UNE TAILLE MOYENNE DE GRAINS EST RECHERCHEE.	57
FIGURE 59 : MISE EN EVIDENCE DES GRAINS D'UN ECHANTILLON D'ÉPAISSEUR 0,2 MM AVEC LE MICROSCOPE OPTIQUE.	57
FIGURE 60 : HISTOGRAMME DE LA DISTRIBUTION DE LA TAILLE DES GRAINS.	58
FIGURE 61 : COURBE D'ECROUISSAGE CRITIQUE.	60

Table des illustrations

FIGURE 62 : EXEMPLE D'ÉPROUVETTE MULTICRISTALLINE OBTENUE AVEC LA METHODE DE L'ÉCROUISSAGE CRITIQUE.	61
FIGURE 63 : DIMENSIONS DES FLANS.	61
FIGURE 64 : EXEMPLES DE FLANS ET CONTRE-FLANS.	62
FIGURE 65 : DIFFRACTOMETRE QUATRE CERCLES DU LABORATOIRE SYMME.	62
FIGURE 66 : GEOMETRIE ET RELATION AVEC LE SYSTEME DE COORDONNEES X, Y, Z SUR LE DIFFRACTOMETRE CAD4.....	63
FIGURE 67 : DETAIL DE L'OUTILLAGE.....	68
FIGURE 68 : DISPOSITIF MIS EN PLACE SUR LA MACHINE DE TRACTION.....	68
FIGURE 69 : DECOUPE DES ECHANTILLONS.....	70
FIGURE 70 : EXEMPLE DE TAILLE DE GRILLE.....	71
FIGURE 71 : DIFFERENCE ENTRE GRILLE ET MOTIF.	71
FIGURE 72 : EXEMPLE DE DIAMETRES VERTICAL ET HORIZONTAL.	72
FIGURE 73 : INFLUENCE DE LA TAILLE DE LA GRILLE SUR LA DEFORMATION MAJEURE.	73
FIGURE 74 : INFLUENCE DE LA TAILLE DU MOTIF SUR LA DEFORMATION MAJEURE.	73
FIGURE 75 : ECHANTILLONS EMBOUTIS.	74
FIGURE 76 : EXEMPLES D'IMAGES AVEC ET SANS RUPTURE D'UN ECHANTILLON DE LARGEUR 14 MM.....	75
FIGURE 77 : CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS MAJEURES.	75
FIGURE 78 : EXEMPLE D'ECHANTILLON DE LARGEUR 14 MM AVEC LE DIAMETRE VERTICAL.....	75
FIGURE 79 : DEFORMATIONS MAJEURES ET MINEURES DE LA DERNIERE IMAGE AVANT L'APPARITION D'UN PIXEL BLANC.	76
FIGURE 80 : COURBE LIMITE DE MICRO-FORMAGE OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA DERNIERE IMAGE AVANT L'APPARITION D'UN PIXEL BLANC LE LONG DU DIAMETRE VERTICAL.	76
FIGURE 81 : ZONE D'ANALYSE.....	77
FIGURE 82 : EXEMPLES DE TRAJETS DE DEFORMATION DES POINTS DE LA ZONE CRITIQUE.	77
FIGURE 83 : COURBE LIMITE DE MICRO- FORMAGE OBTENUE AVEC LA METHODE DES TRAJETS DE DEFORMATIONS.	78
FIGURE 84 : DETERMINATION DE LA DEFORMATION MAJEURE A LA STRICTION AVEC LA METHODE DES POLYNOMES.	79
FIGURE 85 : COURBE LIMITE DE MICRO-FORMAGE OBTENUE AVEC LA METHODE DES POLYNOMES.	79
FIGURE 86 : COMPARAISON DE LA DISTRIBUTION DES DEFORMATIONS UTILISEE DANS LA NORME ISO/DIS 12004 ET CELLE DE NOS ESSAIS.....	80
FIGURE 87 : EXEMPLE DU PROFIL DES DEFORMATIONS MAXIMALES LE LONG DU DIAMETRE VERTICAL POUR LES SIX DERNIERS TEMPS PRECEDANT LA RUPTURE.....	80
FIGURE 88 : EXEMPLE DU PROFIL DES DEFORMATIONS MINIMALES LE LONG DU DIAMETRE VERTICAL POUR LES SIX DERNIERS TEMPS PRECEDENT LA RUPTURE AVEC UNE ANALYSE EN ABSOLU.	81
FIGURE 89 : COURBE LIMITE DE MICRO- FORMAGE OBTENUE AVEC LA METHODE DU PROFIL DES DEFORMATIONS.	81

FIGURE 90 : COMPARAISONS DES COURBES LIMITES DE MICRO-FORMAGE.....	82
FIGURE 91 : ETATS DE SURFACE DES ECHANTILLONS.	83
FIGURE 92 : EXEMPLE DE COUPELLE.....	83
FIGURE 93 : DOUBLE IMAGE STEREOSCOPIQUE AVANT ET APRES DEFORMATION.....	83
FIGURE 94 : CALCUL DES DEFORMATIONS OBTENUES AVEC LES DEUX NUMERISATIONS 3D.....	84
FIGURE 95 : LES DIFFERENTES LARGEURS DE COUPELLES.....	84
FIGURE 96 : CALCUL DES DEFORMATIONS DE LA COUPELLE DE DIAMETRE 15 MM.	84
FIGURE 97 : CALCUL DES DEFORMATIONS SUR LE FLAN ROMPU DE DIAMETRE 16 MM.....	85
FIGURE 98 : RESULTATS OBTENUS AVEC L'ESSAI DE COUPELLE (DIAMETRE 15 MM).	85
FIGURE 99 : RESULTATS OBTENUS AVEC LE FLAN ROMPU (DIAMETRE 16 MM).	86
FIGURE 100 : COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS EXPERIMENTALEMENT AVEC LA COUPELLE DE DIAMETRE 15 MM.	86
FIGURE 101 : COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS EXPERIMENTALEMENT AVEC LE FLAN ROMPU DE DIAMETRE 16 MM.	87
FIGURE 102 : CREATION DES PIECES DE L'OUTILLAGE.	94
FIGURE 103 : EXEMPLE DU MAILLAGE D'UN QUART DE FLAN DE LARGEUR 10 MM.	94
FIGURE 104 : COURBE DE REFERENCE.	95
FIGURE 105 : CONDITIONS AUX LIMITES APPLIQUEES AU FLAN DE LARGEUR 6 MM.	96
FIGURE 106 : VUE D'ENSEMBLE DE LA ZONE CENTRALE DE L'ECHANTILLON.	97
FIGURE 107 : SEPARATION DE LA RUGOSITE ET DE LA FORME.....	97
FIGURE 108 : PROFIL DE RUGOSITE HORIZONTAL.....	98
FIGURE 109 : PROFIL DE RUGOSITE VERTICAL.	98
FIGURE 110 : PROFIL DE RUGOSITE OBLIQUE.	98
FIGURE 111 : DISTRIBUTION DE LA PROFONDEUR DES DEFAUTS.	99
FIGURE 112 : REDUCTION DE L'EPAISSEUR DES ELEMENTS (PROFONDEUR DES DEFAUTS).	99
FIGURE 113 : CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS MAJEURES AU TEMPS DE LA LOCALISATION (T=80 S) ET COURBE EVOLUTION TEMPORELLE DE LA FORCE EN EXPANSION.....	100
FIGURE 114 : REPRESENTATION DE L'ELEMENT LE PLUS DEFORME ET DE L'ELEMENT LE MOINS DEFORME EN EXPANSION.....	101
FIGURE 115 : DEFORMATIONS MAJEURES DE L'ELEMENT LE PLUS DEFORME EN FONCTION DES DEFORMATIONS MAJEURES DE L'ELEMENT LE MOINS DEFORME EN EXPANSION.	101
FIGURE 116 : HISTOGRAMMES OBTENUS EN EXPANSION AVEC LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	102
FIGURE 117 : COMPARAISON DES HISTOGRAMMES AVEC LE PROFIL DE LA LOI NORMALE.....	102
FIGURE 118 : REPRESENTATION DU PROFIL DE LA LOI NORMALE QUAND LES DEFORMATIONS SONT POSITIVES..	103
FIGURE 119 : REPRESENTATION DU PROFIL DE LA LOI NORMALE QUAND LES DEFORMATIONS SONT NEGATIVES.	103
FIGURE 120 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR MAXIMALE POUR LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	104

FIGURE 121 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR MAXIMALE POUR LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	104
FIGURE 122 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE POUR LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	105
FIGURE 123 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE POUR LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	105
FIGURE 124 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE PLUS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	105
FIGURE 125 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE PLUS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	106
FIGURE 126 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA MOYENNE DES VALEURS AU-DELA DE LA MOYENNE PLUS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	106
FIGURE 127 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA MOYENNE DES VALEURS AU-DELA DE LA MOYENNE PLUS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	107
FIGURE 128 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE MOINS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	107
FIGURE 129 : CLMF OBTENUE AVEC LA METHODE DE LA VALEUR DE LA MOYENNE MOINS L'ECART TYPE POUR LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	108
FIGURE 130 : COMPARAISON DES CLMF OBTENUS AVEC LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE.	108
FIGURE 131 : COMPARAISON DES CLMF OBTENUS AVEC LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	108
FIGURE 132 : COMPARAISON DES COURBES FORCE-DEPLACEMENT OBTENUES AVEC LES ESSAIS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES EN EXPANSION.	109
FIGURE 133 : COMPARAISON DES COURBES FORCE-DEPLACEMENT OBTENUES AVEC LES ESSAIS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES EN TRACTION LARGE.	110
FIGURE 134 : COMPARAISON DES COURBES FORCE-DEPLACEMENT OBTENUES AVEC LES ESSAIS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES EN TRACTION.	110
FIGURE 135 : COMPARAISON DES CLMF VIRTUELLES OBTENUE AVEC LE CRITERE DE FORCE MAXIMALE AVEC LA CLMF REELLE.	111
FIGURE 136 : COMPARAISON DES CLMF VIRTUELLES OBTENUE AVEC LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE AVEC LA CLMF REELLE.	111
FIGURE 137 : EXEMPLE DU MAILLAGE DE FLAN DE LARGEUR 10 MM AVEC 4 ELEMENTS DANS L'EPAISSEUR DE LA ZONE CENTRALE ET 8 DANS L'EPAISSEUR.	112
FIGURE 138 : COMPARAISON DES CLMF REELLE ET VIRTUELLES.	113
FIGURE 139 : FLAN DE LA SIMULATION NUMERIQUE REDUITE : PLAQUE CARREE EXTRAITE DE LA ZONE CENTRALE.	114
FIGURE 140 : CONDITIONS AUX LIMITES.	115
FIGURE 141 : DEFORMATIONS DES DIFFERENTES SOLLECITATIONS LORS DE LA SIMULATION REDUITE.	115
FIGURE 142 : NŒUDS UTILISES POUR LE CALCUL DE LA FORCE.	116

FIGURE 143 : ÉVOLUTION DE LA FORCE EN FONCTION DU TEMPS (INFLUENCE DE LA PROFONDEUR DES DEFAULTS).	117
.....	
FIGURE 144 : ÉVOLUTION DE LA FORCE EN FONCTION DU TEMPS (INFLUENCE DU NOMBRE DE DEFAULTS).....	118
FIGURE 145 : EXEMPLES DE TROIS REPARTITIONS ALEATOIRES POUR UN PPD=10 ET UN PND=10.	118
FIGURE 146 : ÉVOLUTION DE LA FORCE EN FONCTION DU TEMPS (INFLUENCE DE LA REPARTITION ALEATOIRE DES DEFAULTS).	119
FIGURE 147 : SOLLICITATION EN EXPANSION AU TEMPS DE LA LOCALISATION AVEC UN PPD=6 ET UN PND=10.	120
.....	
FIGURE 148 : COURBES LIMITES DE MICRO-FORMAGES OBTENUES AVEC LA METHODE DE CHANGEMENT DE PENTE (INFLUENCE DE LA PROFONDEUR DES DEFAULTS).....	120
FIGURE 149 : COURBES LIMITES DE MICRO-FORMAGE OBTENUES AVEC LA METHODE DE CHANGEMENT DE PENTE (INFLUENCE DU NOMBRE DE DEFAULTS).....	120
FIGURE 150 : COURBES LIMITES DE MICRO-FORMAGE OBTENUES AVEC LA METHODE DE CHANGEMENT DE PENTE (INFLUENCE DE LA REPARTITION ALEATOIRE DES DEFAULTS).	121
FIGURE 151 : COMPARAISON DES CLMF OBTENUS AVEC LA SIMULATION REDUITE ET DES CLMF DONNES PAR L'OUTILLAGE COMPLET ET DE LA CLMF EXPERIMENTALE.....	121
FIGURE 152 : COMPARAISON DES RESULTATS EXPERIMENTAUX ET CEUX DU NOUVEAU MODELE.....	123
FIGURE 153 : INTRODUCTION DE LA REPARTITION DE LA TAILLE DES GRAINS DANS ABAQUS.....	125
FIGURE 154 : CARTOGRAPHIES DES DEFORMATIONS MAXIMALES AU TEMPS DE LA LOCALISATION EN EXPANSION, TRACTION LARGE ET TRACTION (2 ELEMENTS DANS L'ÉPAISSEUR).....	125
FIGURE 155 : INFLUENCE DU NOMBRE D'ÉLEMENTS DANS L'ÉPAISSEUR SUR LES COURBES LIMITES DE MICRO-FORMAGE OBTENUES AVEC LE CRITERE DE CHANGEMENT DE PENTE.	126
FIGURE 156 : COMPARAISON DES CLMF FOURNIE PAR LA SIMULATION AVEC L'HÉTÉROGÉNÉITÉ DE LA MICROSTRUCTURE AVEC LA CLMF EXPERIMENTALE.	126
FIGURE 157 : GEOMETRIE DES FLANS.	132
FIGURE 158 : DIFFÉRENTS CRISTAUX DE LARGEUR L=12 MM.....	132
FIGURE 159 : ÉCHANTILLONS APRES DEFORMATION.....	133
FIGURE 160 : VECTEURS DEPLACEMENT DES DIFFÉRENTS CHARGEMENTS OBTENUS POUR LES MONOCRISTAUX.	133
FIGURE 161 : DIRECTIONS PRINCIPALES DES DIFFÉRENTS CHARGEMENTS OBTENUS POUR LES MONOCRISTAUX.	133
.....	
FIGURE 162 : INTERFACE GRAPHIQUE PERMETTANT DE DETERMINER LES CONFIGURATIONS DES SYSTEMES DE GLISSEMENT [DEP 04].	134
FIGURE 163 : IMAGES AVANT ET APRES DEFORMATION D'UN MONOCRISTAL DE DIAMETRE 24 MM.....	135
FIGURE 164 : COURBES FORCES-DEPLACEMENTS DES MONOCRISTAUX.	136
FIGURE 165 : CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS POUR LE MONOCRISTAL DE LARGEUR 24 MM.	136
FIGURE 166 : CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS POUR LE MONOCRISTAL DE LARGEUR 12 MM.	137
FIGURE 167 : CARTOGRAPHIE DES DEFORMATIONS POUR LE MONOCRISTAL DE LARGEUR 6 MM.	137
FIGURE 168 : COURBES FORCES-DEPLACEMENTS (DEUX CRISTAUX HORIZONTAUX).....	138

Table des illustrations

FIGURE 169 : COURBES FORCES-DEPLACEMENTS (DEUX CRISTAUX VERTICAUX).	138
FIGURE 170 : COURBES FORCES-DEPLACEMENTS DES (TROIS CRISTAUX).	138
FIGURE 171 : EPROUVETTE COMPOSEE DE DEUX CRISTAUX AVEC UN CHARGEMENT EN TRACTION. LE TABLEAU PRESENTE LES ANGLES D'EULER AVEC LEUR SYSTEME DE GLISSEMENT CORRESPONDANT.....	139
FIGURE 172 : EPROUVETTE COMPOSEE DE TROIS CRISTAUX AVEC UN CHARGEMENT EN TRACTION LARGE. LE TABLEAU PRESENTE LES ANGLES D'EULER AVEC LEUR SYSTEME DE GLISSEMENT CORRESPONDANT.	139
FIGURE 173 : DEFORMATIONS DE L'EPROUVETTE COMPOSEE DE DEUX CRISTAUX AVEC UN CHARGEMENT EN TRACTION.....	140
FIGURE 174 : DEFORMATIONS DE L'EPROUVETTE COMPOSEE DE TROIS CRISTAUX AVEC UN CHARGEMENT EN TRACTION LARGE.	141
FIGURE 175 : OPERATION D'EXPANSION, DE REFLEXION ET DE CONTRACTION.	165

Table des tableaux

Table des tableaux

TABLEAU 1 : PARAMETRES DU MODELE POUR LE CUZN36 [MIC 03].....	14
TABLEAU 2 : PARAMETRES DU MODELE POUR LE C1200 [YEH 08].	15
TABLEAU 3 : COMPARAISON DES DIFFERENTS ESSAIS.	23
TABLEAU 4 : CUZN30 BRUT [SHU 08].	40
TABLEAU 5 : CUZN30 RECUIT [SHU 08].	40
TABLEAU 6 : COMPOSITION CHIMIQUE DU MATERIAU.	45
TABLEAU 7 : MODULES D'YOUNG OBTENUS SUIVANT LES TROIS DIRECTIONS DE LAMINAGE POUR LA RECHARGE.	53
TABLEAU 8 : MODULES D'YOUNG OBTENUS SUIVANT LES TROIS DIRECTIONS DE LAMINAGE POUR LA DECHARGE.	53
TABLEAU 9 : COEFFICIENTS D'ANISOTROPIE.	55
TABLEAU 10 : COEFFICIENTS DE HILL.	56
TABLEAU 11 : RESULTATS STATISTIQUES DE LA TAILLE DES GRAINS.	58
TABLEAU 12 : EFFECTIFS ET POURCENTAGE DE CHAQUE TAILLE DE GRAINS.	59
TABLEAU 13 : DIMENSIONS DES ECHANTILLONS.	69
TABLEAU 14 : CALIBRAGE DES PARAMETRES.	72
TABLEAU 15 : PARAMETRES DE LA LOI DE COMPORTEMENT.	96
TABLEAU 16 : COMPARAISON DES RESULTATS OBTENUS AU DEBUT DE LA STRICTION AVEC LE CFM.....	110
TABLEAU 17 : TESTS EFFECTUES POUR L'ETUDE DE L'INFLUENCE DE LA PROFONDEUR DES DEFAUTS.	116
TABLEAU 18 : TESTS EFFECTUES POUR L'ANALYSE DE L'INFLUENCE DU NOMBRE DE DEFAUTS.	117
TABLEAU 19 : PARAMETRES DE MODELISATION DES RESULTATS EXPERIMENTAUX DE TRACTION POUR 3 TAILLES DE GRAINS.	122
TABLEAU 20 : PARAMETRES DU NOUVEAU MODELE MATHEMATIQUE OBTENU AVEC L'ALGORITHME DE NELDER- MEAD.	123
TABLEAU 21 : NOUVEAU MODELE MATHEMATIQUE OBTENU POUR CHAQUE TAILLE DE GRAINS.	124
TABLEAU 22 : ORIENTATIONS DES MONOCRISTAUX AVANT DEFORMATION.	134
TABLEAU 23 : ORIENTATIONS DES MONOCRISTAUX APRES DEFORMATIONS.	135

Annexes

Annexe 1: Algorithme de Nelder Mead

L'algorithme de Nelder Mead [LAG 98] permet de minimiser une fonction $f(x)$ où x est une variable de R^n , en se basant sur des considérations géométriques. C'est un algorithme d'optimisation utilisant la valeur de la fonction sans faire appel à ses dérivées. Le principe de l'algorithme de Nelder Mead consiste à créer un simplexe⁵ et à faire la comparaison des valeurs de la fonction dans les $(n+1)$ sommets de ce simplexe. La modification du simplexe se fait à travers des opérations d'expansion (*Figure 175 a*), de réflexion (*Figure 175 b*) et de contraction (*Figure 175 c*) en changeant à chaque itération le point le moins bon par le meilleur point jusqu'à atteindre le point voulu.

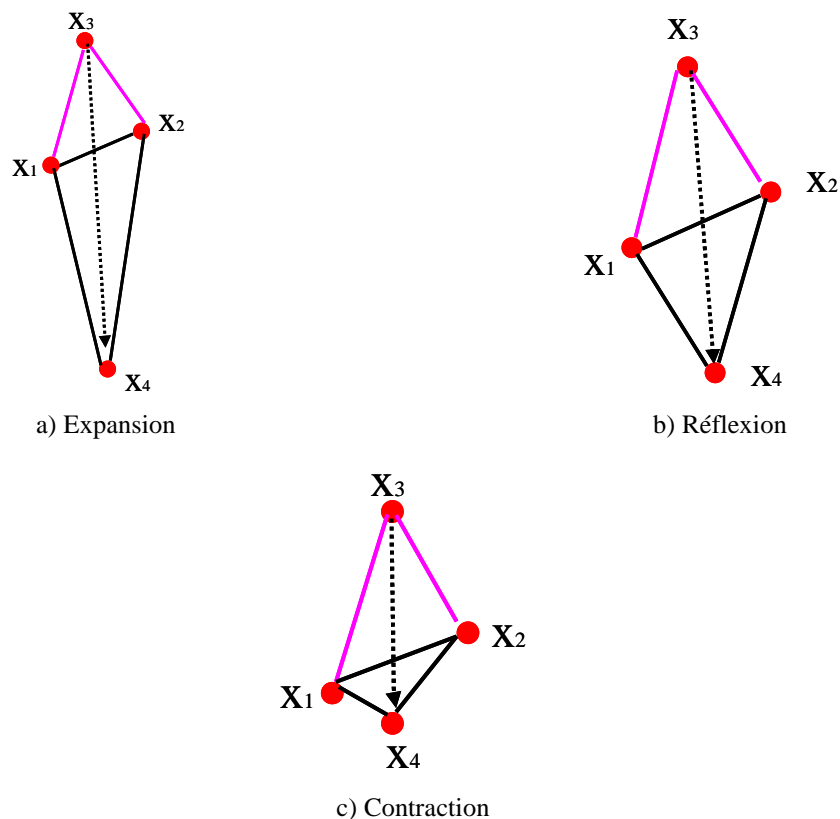
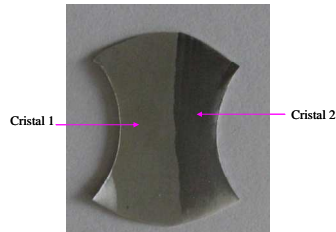


Figure 175 : Opération d'expansion, de réflexion et de contraction.

⁵ Définition : Un simplexe de dimension k est l'enveloppe convexe de $k + 1$ vecteurs x_1, \dots, x_{k+1} de R^n , $k \leq n$, affinement indépendants, c'est-à-dire que les k vecteurs $x_1 - x_{k+1}, x_2 - x_{k+1}, \dots, x_k - x_{k+1}$ sont linéairement indépendants. Par exemple, trois points non alignés dans R^2 , ou quatre points non coplanaires dans R^3 sont affinement indépendants, et définissent des simplexes de dimension 2 et 3, respectivement.

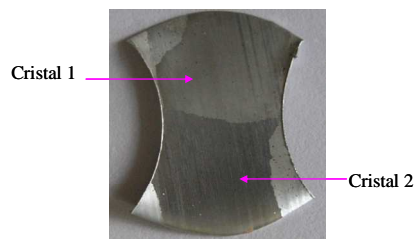
Annexe 2: Orientations des grains des multicristaux avant et après déformation

- Multicristal avec deux cristaux verticaux de largeur 12 mm



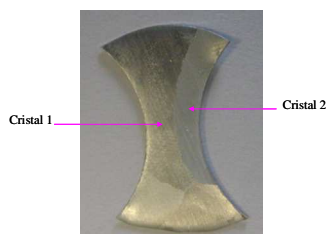
	Angles d'Euler avant déformation	Angles d'Euler après déformation
Cristal 1	(75,5 ; 114 ; 17,2)	(107,4 ; 107,7 ; 157,6)
Cristal 2	(-77,5 ; 118,3 ; 0,077)	(-115,7 ; 113,2 ; 177,7)

- Multicristal avec deux cristaux horizontaux de largeur 12 mm



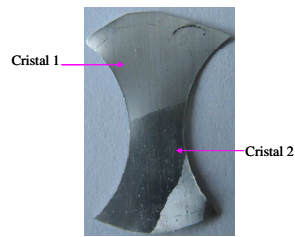
	Angles d'Euler avant déformation	Angles d'Euler après déformation
Cristal 1	(-159,02 ; 89,3 ; -68,5)	(-86,2 ; 155,4 ; -162,2)
Cristal 2	(-49,5 ; 108,3 ; -136,2)	(108,3 ; 75,6 ; 106,6)

- Multicristal avec deux cristaux verticaux de largeur 6 mm



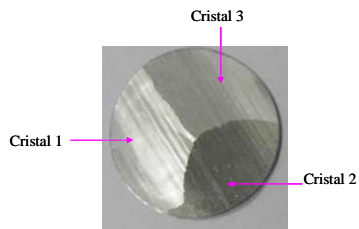
	Angles d'Euler avant déformation	Angles d'Euler après déformation
Cristal 1	(-40,4 ; 85,9 ; -7,3)	(-141,9 ; 112,5 ; 7,7)
Cristal 2	(-2,4 ; 37,7 ; -160,5)	(-51,4 ; 113,5 ; 8,2)

- Multicristal avec deux cristaux horizontaux de largeur 6 mm



	Angles d'Euler avant déformation	Angles d'Euler après déformation
Cristal 1	(79,6 ; 59 ; -171)	(-27 ; -75,8 ; 160)
cristal 2	(106,6 ; 117,6 ; 110,8)	(-160 ; 61,4 ; 164,3)

- Multicristal avec trois cristaux horizontaux de largeur 24 mm



	Angles d'Euler avant déformation	Angles d'Euler après déformation
Cristal 1	(62,3 ; 50,7 ; -162,05)	(8,9 ; 58,5 ; -99,4)
Cristal 2	(169,3 ; 150,9 ; 94,3)	(26,4 ; 63,1 ; 153,4)
Cristal 3	(97,8 ; 146 ; -103,2)	(-166,6 ; 72,3 ; 60,2)

Références bibliographiques

A

- [ARR 84] Arrieux R., Chalons J., Bedrin C., Boivin M. [Computer aided measurement of grid network deformation for the determination of forming limit diagrams](#). CIRPS Annals, 1984, vol. 33/1, p. 171 - 174

B

- [BAL 07] Balland P., Dumoulin S., Milkansen C., Arrieux R., Sergent A., Barathay S., Hans J. R. [Détermination des courbes limites de formage sur des matériaux nanostructurés](#). 18^{ème} Congrès Français de Mécanique, 2007, Grenoble.
- [BAN 04] Banabic D., Comsa S., Jurco P., Cosovici G., Paraianu L., Julean D. [FLD theoretical model using a new anisotropic yield criterion](#). Journal of materials processing technology 157-158, 2004, p. 23-27.
- [BAR 89] Barlat F., Lian J. [Plastic behavior and stretchability of sheet metals Part I: Yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions](#). Int. J. Plasticity 5, 1989, p.51.
- [BAR 02] Barlat F., Brem J. C., Yoon J.W., Chung K., Dick R.E. [Plane stress yield function for aluminium alloy sheets Part I: theory](#). Int. Journal of Plasticity, 2002, (article in press).
- [BEN 05] Ben Tahar M. [Contribution à l'étude et la simulation du procédé d'hydroformage](#). Thèse de doctorat, 2005, Ecole des Mines de Paris.
- [BRA 72] Bragard A., Baret J.C., Bonnarens H. [A simplified technique to determine the FLD at the onset of necking](#). IDDRG, 1972, Amsterdam, DDR/WGI/21 P/72.
- [BUT 03] Butuc M.C., Cracio J.J., Barata da Rocha A. [A theoretical study on forming limit diagrams prediction](#). Journal of materials processing technology 142, 2003, p.714-724.
- [BRU 98] Brunet M., Mguil-touchal S., Morestin F. [Analytical and experimental studies of necking in sheet forming processes](#). Journal of materials processing technology, 80-81, 1998, p. 40-46.
- [BRU 99] Brun R., Chambard A. [Actual and virtual testing techniques for a numerical definition of materials](#). Proc. NUMISHEET'99, 1999, p. 393-398. Besançon, France.

C

- [CAO 00] Cao J., Yao H., Karafillis A., Boyce M.C. [Prediction of localized thinning in sheet metal using a general anisotropic yield criterion](#). International Journal of Plasticity, vol.16, 2000, p.1105-1129.
- [CAO 04] Cao J., Krishnan N., Wang Z. [Microforming: experimental investigation of the extrusion process for micropins and its numerical simulation using RKEM](#). J. Manuf. Sci. Eng. 126, 2004, p. 642-652.
- [CAO 06] Cao J. [Fundamentals of microforming processes](#). Northwestern University, October 31, 2006.
- [CON 1885] Considère A. [Mémoire sur l'emploi de fer et de l'acier dans les constructions](#). Annales des Ponts et Chaussées, vol. 9, 1885, p. 574.
- [COR 83] Cordebois J. P. [Critères d'instabilité plastique et endommagement ductile en grandes déformations](#). Thèse de doctorat, 1983, Université Paris 6.

D

- [DEP 04] Déprés C. [Modélisation physique des stades précurseurs de l'endommagement en fatigue dans l'acier inoxydable austénitique 316L](#). Thèse de Doctorat, 2004, INP de Grenoble.
- [DEV 06] Devincre B., Kubin L., Hoc T. [Physical analyses of crystal plasticity by DD simulations](#). Scripta Mater. 54, 2006, p. 741-746.
- [DI 03] Di Lorenzo R., Beccari S., Micari F. [An Experimental Investigation on Micro Sheet Forming](#). Proceedings of the 1st International CIRP Seminar on Micro and Nano Technology, Copenhagen, 2003, p.73-76.
- [DIE 07] Diehl A, Geissdorfer S, Engel U. [Investigation of Size Dependent Mechanical Properties of Metal Foils in Micro Sheet Metal Forming Processes](#). Proceedings of the 2nd ICOMM, Clemson University: Proceedings of the 2nd International Conference on Micromanufacturing, Greenville, USA, 2007, p.156–161.
- [DRA 07] DRAFT INTERNATIONAL STANDARD ISO/DIS 12004-2 [Metallic materials –Sheet and Strip – Determination of forming limit curves – Part2 : Determination of forming limit curves in laboratory](#). 2007.
- [DUP 04] Dupeux M. [Science des Matériaux](#), 2^{ème} édition, Dunod, Paris, 2004.

E

- [ENG 02] Engel U. and Eckstein R., [Microforming-from basic research to its realisation](#). J. Mater. Process. Technol. 125–126, 2002, p. 35-44.

- [ENG 06] Engel U. [Tribology in microforming](#). Wear, 260, 2006, p. 265-273.
- [EST 98] Estrin Y., Toth L.S., Molinari A., Bréchet Y. [A dislocation based model for all hardening stages in large strain deformation](#). Acta Metall. 46 (15), 1998, p. 5509-5522.
- [EVE 04] Evers L.P., Brekelmans W.A.M., Geers M.G.D. [Scale dependent crystal plasticity framework with dislocation density and grain boundary effects](#). Inter. J. Solids Struct. 41, 2004, p 5209-5230.

F

- [FER 85] Ferron G., Mliha-Touati M. [Determination of forming limits in planar-isotropic and temperature sensitive sheet metals](#). Int. J. Mech. Sci., Vol. 27, 1985, p. 121.
- [FER 89] Ferron G., Molinari A. [Mechanical and physical aspects of sheet metal ductility](#). FLD : concept, Methods and applications, 1989, p. 111.
- [FIV 97] Fivel M. [Etudes numériques à différentes échelles de la déformation plastique des monocristaux de structure CFC](#), Thèse de Doctorat, 1997, INP de Grenoble, Laboratoire GPM2.
- [FRA 85] Franciosi P. [The Concept of latent hardening and strain hardening in metallic single crystals](#). Acta Metall. 33, 1985, p.1601-1612.
- [FRI 00] Friedman P.A., Pan, J. [Effects of plastic anisotropy and yield criteria on prediction of forming limit curves](#). International Journal of Mechanical Sciences vol.42, 2000, p. 29-48.
- [FRO 98] Fromentin S. [Etablissement d'un critère de striction intrinsèque des tôles et validation numérique par simulation d'emboutissage](#). Thèse de doctorat, 1998, Université de Metz.

G

- [GAU 04] Gaudin C., Feaugas X. [Cyclic creep process in AISI 316L stainless steel in terms of dislocation patterns and internal stress](#). Acta Mater. 52, 2004, p. 3097-3110.
- [GEI 94] Geiger M., Engel U., Vollertsen F., Kals R., Meljner A. [Metal Forming of Microparts for Electronics](#). Production Engineering 2 , 1994, p. 15-18.
- [GEI 95] Geiger M., Meljner A., Engel U., Kals R., Vollertsen F. [Design of Micro-Forming Processes - Fundamentals, Material Data and Friction Behaviour](#). Redhill UK FMJ Int. Publ. Ltd., 1995, p. 155-164.

- [GEI 97] Geiger M., Meljner A, Engel U. [Size Effects in Bulk Metal Forming, Similarity Theory](#). Production Engineering 4, 1997, p. 55-58.
- [GEI 01] Geiger M., Kleiner M., Eckstein R., Tiesler N. and Engel U. [Microforming](#). Ann. CIRP 50, 2001, p. 445-462.
- [GEI 03] Geiger M., Merklein M. [Determination of forming limit Diagrams-a new analysis method for characterization of materials formability](#). Annals of the CIRP 52, 2003, p. 213-216.
- [GOO 68] Goodwin G. M. [Application of the strain analysis to steel metal forming in press shop](#). La Metallurgia Italiana, n° 8, 1968, p. 767-772.
- [GRO 80] Gronostajski J., Dolny A. [Determination of the forming limit curves by means of Marciniak's punch](#). Mem. Scient. Rev. Metallurgie n° 4,, 1980, p. 570-578.

H

- [HAB 73] Haberfield J., Boyles H. [Laboratory determined forming limit diagrams](#). Sheet metal Industries n° 7, 1973, p. 512-521.
- [HAB 94] Habbad M. [Instabilités plastiques en élasto-plasticité anisotrope et grandes déformations](#). Thèse de doctorat, 1994, Ecole Centrale de Lyon.
- [HAN 03] Hanada K., Zhang L., Mayazumi M., Sano T. [Fabrication of diamond dies for microforming](#). Diamond and Related Materials, 12 , 2003, p. 757-761
- [HAS 80] Hasek V., Lange K. [Forming-Limit Diagram and Its Applications in Deep-Drawing and Stretch-Forming Processes](#). Werkstattstechnik Zeitschrift Fur Industrielle Fertigung 70, 1980, p. 577-580.
- [HEC 72] Hecker, S. S. [A simple forming limit curve technique and results on aluminium alloys](#). Proc. 7th International Deep Drawing Research Group Congress, Amsterdam, oct. 1972, p. 51.
- [HIB 94] Hibbitt, Karlsson & Sorensen Inc. [Application of implicit and explicit finite element techniques to metal forming](#). J. Mater. Process. Technol. 45, 1994, p. 649-656.
- [HIB 05] Hibbit, Karlson, Sorensen, Abaqus Inc (Ed.). [Abaqus User's Manual, Version 6.5](#), 2005, U.S.A.
- [HIB 05-1] Hibbit, Karlson, Sorensen, Abaqus Inc (Ed.). [Abaqus Theory Manual, Version 6.5](#), 2005, U.S.A.
- [HIL 48] Hill R. [A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metal](#). Proc. Royal Soc. London, A193, 1948, p. 281-297.

- [HIL 52] Hill R. [On discontinuous plastic states with special reference to localized necking in thin sheet](#). J. Mech. Phys. Solids, vol. 1, 1952, p.10-30.
- [HIL 79] Hill R. [Theoretical plasticity of textured aggregates](#). Math. Proc. of the Cambridge Phil. Soc., Vol. 85, 1979, p. 179-191.
- [HO 03] Ho K. H., Newman S.T. [State of the art electrical discharge machining](#). International Journal of Machine Tools &Manufacture, 43, 2003, p. 1287-1300.
- [HOF 06] Hoffmann H., Hong F. [Tensile Test of very thin Sheet Metal and Determination of Flow Stress Considering the Scaling Effect](#). CIRP Annals-Manufacturing Technologies 55, 2006, p. 266-266
- [HOR 96] Hora P.; Tong L.; Reissner J. [A prediction method for ductile sheet metal failure](#). Proceedings of the Numisheet96 conference, Dearbon, USA, 1996, p. 252-256.
- [HIR 03] Hirt G., Justinger H., Witulski N.[Analysis of Size Effects in Micro Sheet Forming](#). Vollertsen F, Hollmann F, (Eds.) Strahltechnik, vol. 24. BIAS-Verlag, Bremen., 2003, p. 27–34.
- [HUT 78] Hutchinson J. W., Neale K. W. [Sheet necking mechanics of sheet metal forming](#).New York, Plenum Press, 1978, p. 215-280.

J

- [JAL 81] Jalinier J. M. [Mise en forme et endommagement](#). Thèse d'état, 1981, Université de Metz.
- [JUS 04] Justinger H., Witulski N., Hirt G. [Experimental and Numerical Investigation of Miniaturisation in Deep Drawing](#). Proceedings of the 10th International Conference on Metal Forming, Metal Forming, 2004, p. 693–698.

K

- [KAL 99] Kals R.T.A. [Fundamentals on the Miniaturization of Sheet Metal Working Processes](#). Fertigungstechnik - Erlangen, Band 87, Hrsg. M. Geiger, K. Feldmann, Meisenbach Verlag, Bamberg, 1999, ISBN 3-87525-115-6.
- [KAL 00] Kals R.T.A., Eckstein R. [Miniaturization in sheet metal working](#). Journal of materials Processing Technology 103, 2000, p. 95-101.
- [KEE 65] Keeler S.P., Backhofen WA. [Plastic instability and facture in sheet stretched over rigid punhes](#). ASM Transactions Quarterly 56, 1964, p. 25-48.

- [KEE 69] Keeler SP, Brazier WG. [Relationship Between Laboratory Material Characterisation and Press-Shop Formability](#). Proceedings of the Microalloying, vol. 75, 1969, Union Carbide, New York, p. 517-530.
- [KNO 01] Knockaert R. [Etude expérimentale et numérique de la localisation de la déformation lors de la mise en forme de produits minces](#). Thèse de doctorat, 2001, Ecole des Mines de Paris-CEMEF, Sophia Antipolis, France.
- [KOB 72] Kobayashi I., Ishiga M., Abe T. [Effects of the strain ratio on the deforming limit of steel sheets and its application to actual press forming](#). Proc. 7th International Deep Drawing Research Group Congress, Amsterdam, oct. 1972, p. 52-60.
- [KOC 00] Kocarida A., Prejs T. [The effect of miniaturisation on the final geometry of the bent products](#). In: Pietrzyk et al. (Eds.): Metall Forming 2000, Proceedings of the 8th International Conference on Metal Forming, Rotterdam, A.A.Balkema, 2000, p. 375-378.

L

- [LAC 50] Lacombe P. [Les méthodes de préparation et d'examen des gros cristaux métalliques](#). 1950, La physique des métaux.
- [LAC 69] Lacombe J. [Méthode d'utilisation des grilles susceptible d'aider l'interprétation des emboutis](#). Colloque GAMI/ISMCM, Paris, Mai 1969, p. 25-30.
- [LAG 98] Lagarias J. C., Reeds J.A., Wright M.H., Wright P.E. [Convergence properties of the Nelder-Mead simplex method in low dimensions](#). SIAM J. Optimization 9 (1), 1998, p.112-147.
- [LAN 50] Lankford W. T., Snyder S. C., Bausher J. A. [New criteria for predicting the press performance of deep drawing sheets](#). Trans. ASM, 42, 1950, p. 1197-1205.

M

- [MAC 04] Macken J., Untereker D., Youngman B. [Micro-Manufacturing in the medical device industry](#). Workshop on Micro-Manufacturing, NSF, August 12, 2004.
- [MAR 67] Marciniak Z., Kuczynski K. [Limit strain in the process of stretch forming sheet metal](#). Int. J. mech. Sci. vol.9, 1967, p. 609-620.
- [MAR 73] Marciniak Z., Kuczynski K., Pokora T. [Influence of the plastic properties of material on the forming limit diagram for sheet metal in tension](#). Int. J. Mech. Sci., vol 15, 1973, p. 789-805.

- [MES 94] Messner A., Engel U., Kals R., Vollertsen, F. [Size effect in the FE-simulation of micro-forming processes](#). J. Mater. Process. Technol. 45, 1994, p. 371-376.
- [MIC 03] Michel J.F., Picart P. [Size effects on the constitutive behaviour for brass in sheet metal forming](#). Journal of Materials Processing Technology 141, 2003, p. 439-446.
- [MOH 05] Mohan S., Mishra R.S. [Friction stir microforming of superplastic alloys](#). Microsystem Technologies, 11, 2005, p. 226-229.
- [MOR 96] Morestin F., Boivin M. [On the necessity of taking into account the variation in the Young modulus with plastic strain in elastic-plastic software](#). Nuclear Engineering and Design 162, 1996, p.107-116

N

- [NAK 71] Nakazima K., Kikuma T., Hazuka K. [Study on the formability of steel sheets](#). Yawata Tech Rep. N° 284, 1971, p. 678-680.
- [NOR 80] Norme NF A04-102. [Détermination de la grosseur du grain ferritique ou austénitique des aciers](#). Novembre 1980.

P

- [PEE 01] Peeters B., Seefeldt M., Teodosiu C., Kalidindi S.R., Van Houtte P., Aernoudt E. [Work-hardening/softening behaviour of b.c.c. polycrystals during changing strain paths: an integrated model based on substructure and texture evolution, and its prediction of the stress-strain behaviour of an IF steel during two-stage strain paths](#). Acta. Mater. 49 (9), 2001, p. 1607-1619.
- [PET 05] Petek A., Pepelnjak T., Kuzman K. [An improved method for determining forming limit diagram in the digital environment](#). Journal of Mechanical Engineering 51, 2005, 330-345.
- [PIC 99] Picard P., Michel J.F. [Characterization of the Constitutive Behaviour for Very Small Components in Sheet Metal Forming](#). Proceedings of the 2nd ESAFORM Conference on Material Forming, Guimarges, Portugal, 1999, p. 169-170.
- [PIR 04] Pires G. P., Robert M. H., Arrieux R. [Studies on drawing of the aluminium A 5052 alloy in the Thixocast condition](#). Journal of Processing Material Technology, volume 157-158, 2004, p. 596-603.
- [PRI 94] Prior A.M. [Application of Implicit and Explicit Finite Element Techniques to Metal Forming](#). Proceeding of the 5th International Conference in Metal Forming, 1994, University of Birmingham.

R

- [RAJ 05] Rajurkar K., Madou M. [Final report of International Assessment of Research and Development in Micromanufacturing](#). October 2005.
- [RAM 94] Ramaekers J.A.H., Bongaerts P.C.P. [A Note on the Forming Limit Curve](#). Shemet, Belfast, 1994, p. 39-50.
- [RAS 81] Rasmussen S. N. [Theoretical prediction of strain path dependence of limit strain in sheet material](#). CIRP Annals, vol. 30/1, 1981, p. 179-184.
- [RAU 99] Raulea L.V., Govaert L.E., Baaijens F.P.T. [Grain and Specimen Size Effects in Processing Metal Sheets](#). In: Geiger, M. (Ed.): [Advanced Technology of Plasticity](#). Proceedings of the 6th International Conference on Technology of Plasticity Nuremberg, September 19-24, 1999, Berlin, Springer, Vol. II, p.939-944.
- [RAU 99-1] Raulea L.V., Govaert L.E., Baaijens F.P.T. [Size Effects in Processing Metal Sheets](#). [Advanced Technology of Plasticity](#), Nuernberg, Berlin, Springer 2, 1999, p. 939-944.
- [REB 92] Rebelo N., Nagtegaal J.C., Taylor L.M. [Comparison of implicit and explicit finite element methods in the simulation of metal forming processes](#). in: Chenot, Wood, Zienkiewicz (Eds.), [Numerical Methods in Industrial Forming Processes](#), 1992, p. 99-108.
- [RUD 75] Rudnicki J. W., Rice J. R. [Condition for the localization of deformation in pressure-sensitive dilatant materials](#). [J. Mech. Phys. Solids](#) (23), 1975, p. 371-394.

S

- [SAA 07] Saai A., Tabourot L., Déprés C., Louche, H. [A fundamental model of aluminum single crystal behavior with physical description of kinematic work hardening](#). [Mater. Sci. Forum](#) 550, 2007, p. 577-582.
- [SAO 00] Saotome Y., Iwazaki H. [Superplastic extrusion of microgear shaft of 10 µm in module](#). [Microsystem Technologies](#) 6, 2000, p. 126-129.
- [SAO 01] Saotome Y., Yasuda K., Kaga H. [Microdeep drawability of very thin sheet steels](#). [Journal of Materials Processing Technology](#), 113, 2001, p. 641-647
- [SHU 08] Shuaib N.A. [An investigation of size effects on thin sheet formability for micro-forming applications](#). Thesis, 2008, University of Kentucky.
- [SEN 08] Sène N. A., Balland P., Arrieux R. [About necking detection to determine forming limit diagrams for mini stamping](#). 17th International Scientific and

Technical Conference. Design and Technology of Drawpieces and Die Stampings, September 2008, Poznan.

- [SWI 52] Swift W. [Plastic instability under plane stress](#). Mech. Phys. Solids I, 1952, p. 1-18.

T

- [TAB 92] Tabourot L. [Loi de comportement elastoviscoplastique du monocristal en grande transformation](#). Thèse de Doctorat, 1992, INP de Grenoble.
- [TAB 97] Tabourot L., Fivel M., Rauch E. [Generalised constitutive laws for FCC single crystals](#). Mat. Sci. Engng. (A) 234-236, 1997, p.639-642.
- [TAB 01] Tabourot L. [Vers une vision unifiée de la plasticité cristalline](#). Habilitation à Diriger des Recherches, 2001, Université de Savoie.
- [TAB 05] Tabourot L., Vacher P., Coudert T., Toussaint F. [Numerical determination of strain localisation during finite element simulation of deep drawing operations](#). Journal of Materials Processing Technology, volume 159, 2005, p. 152-158.
- [TE0 75] Teodosiu C. [A physical theory of the finite elastic-viscoplastic behaviour of single crystal](#). Eng. Trans. 23, 1975, p.157-183.
- [TRU 08] Trung N.D., Nghe P.V., Kien L.T. [Using micro-forming technologies for production of components in electronic industry](#). CSM2008, The International Conference on Computational Solid Mechanics, November, 27 –30, 2008, Hochiminh City, Vietnam.
- [TVE 78] Tvergaard V. [Effect of kinematic hardening on localized necking in biaxial stretched sheet](#). Int. J. Mech. Sci., vol. 20, 1978, p. 651.

V

- [VAC 99] Vacher P., Dumoulin S., Morestin F., Mguil-Touchal S. [Bidimensional strain measurement using digital images](#). Proc. Inst. Mech. Eng., 1999, Part C, 213, 811.
- [VAC 99_1] Vacher P., Haddad A., Arrieux R. [Determination of the forming limit diagrams using image analysis by correlation method](#). CIRP Annals-Manufacturing Technology. Volume 48, issue1, 1999, p. 227-230.
- [VAC 03] Vacher P. [Apport des techniques de corrélation d'images en mécanique : analyse de déformation et numérisations 3D](#). Habilitation à Diriger des Recherches, 2003, de l'Université de Savoie.

- [VEE 71] Veerman C., Hartman L., Peels J, Neve P.F. [Determination of appearing and admissible strain in cold reduced sheets](#). Sheet metal industries, sep. 1971, p. 678-694.
- [VEE 72] Veerman C., Neve P. F. [Some aspects of the determination of forming limit diagrams-onset of localized necking](#). Sheet metal industries; n°6, 1972, p. 421-425.
- [VOL 04] Vollertsen F., Hu Z., Schulze Niehoff H., Theiler C. [State of the art in micro forming and investigations into micro deep drawing](#). J. Mater. Process. Technol.151, 2004, p. 70-79.
- [VOL 06] Volk, W. [New experimental and numerical approach in the evaluation of the FLD with the FE-method](#). In: Proceedings of the FLC-Zurich 06, 2006, Zurich, Switzerland.

W

- [WAN 07] Wang C. [Key Problems in Microforming Processes of Microparts](#). J. Mater.Science Technology, Vol.23 No.2, 2007, pp 283-287

X

- [XIE 05] Xie Y., Yu H. and Ruan X. [Development and future of metal microforming technology](#). China Mech. Eng. 16, 2005, (10), p. 935–939.
- [XU 98] Xu S., Weinmann K.J. [Prediction of forming limit curves of sheet metals using Hill's 1993 user-friendly yield criterion of anisotropic metals](#). International Journal of Mechanical Sciences, vol.40, n°9, 1998, p. 913-925.

Y

- [YEH 08] Yeh F.H., Li C.L., Yuung-Hwa. [Study of thickness and grain size effects on material behavior in micro-forming](#). Journal of Materials Processing Technology 201, 2008, p. 237–241.
- [YOO 98] Yoon J.W., Barlat F., Chung K., Pouboghlat F., Yang D.Y. [Influence of initial back stress on the earing prediction of drawn cups of planar anisotropy aluminium sheet](#). J. of Mat. Processing Tech. 80-81, 1998, p. 433-437.

Z

- [ZAN 07] Zang S. L.,Liang J., Guo C. [A constitutive model for spring-back prediction in which the change of Young's modulus with plastic deformation is considered](#). International Journal of Machine Tools & Manufacture 47, 2007, 1791-1797.

