



HAL
open science

Caractérisation expérimentale et modélisation de la déformation plastique des tôles métalliques

Mihaela Teaca

► **To cite this version:**

Mihaela Teaca. Caractérisation expérimentale et modélisation de la déformation plastique des tôles métalliques. Autre. Université Paul Verlaine - Metz, 2009. Français. NNT : 2009METZ028S . tel-01752654

HAL Id: tel-01752654

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01752654v1>

Submitted on 29 Mar 2018

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.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>



THESE EN COTUTELLE
Présentée à
UNIVERSITE DE METZ
Par

Mihaela TEACA

Pour l'obtention des grades de :
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE PAUL VERLAINE –
METZ
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE PITESTI

CARACTERISATION EXPERIMENTALE ET MODELISATION
DE LA DEFORMATION PLASTIQUE DES TOLES
METALLIQUES

Date de soutenance : 20 octobre 2009 à 14h00 - Salle Ampere

Devant le jury composé de:

Jean Claude GELIN , Professeur à l'Université de Franche Comté	Rapporteur
Anne-Marie HABRAKEN , Maitre de Recherche FNRS, Université de Liège	Rapporteur
Ion CIUCA , Professeur à l'Université Polytechnique de Bucarest	Examineur
Christian CUNAT , Professeur au LEMTA, INPL, Nancy	Examineur
Vasile RIZEA , Ingénieur, Docteur, Université de Pitești	Examineur
Marioara ABRUDEANU , Professeur à l'Université de Pitești	codirecteur de thèse
Gérard FERRON , Professeur à l'Université Paul Verlaine – Metz	codirecteur de thèse
Marion MARTINY , Maitre de Conférences à l'Université Paul Verlaine – Metz	co-encadrante
Isabelle CHARPENTIER , Chargée de Recherche CNRS, Université Paul Verlaine – Metz	Invité
Xavier LEMOINE , Arcelor Mittal R & D Automotive Products / Professeur Associé à l'ENSAM Metz	Invité

SOMMAIRE

INTRODUCTION.....	4
CHAPITRE I	
ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE.....	7
1.1. INTRODUCTION.....	8
1.2. MODELISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES.....	8
1.2.1. Cadre général de la modélisation.....	8
1.2.2. Critères de plasticité isotropes.....	11
1.2.3. Critères de plasticité anisotropes.....	14
1.2.4. Lois d'érouissage.....	21
1.3. ESSAIS DE CARACTERISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES.....	22
1.3.1. Généralités sur les principaux essais de caractérisation.....	22
1.3.2. Principaux essais d'emboutissage.....	25
1.3.3. Essais de traction biaxiale.....	25
1.3.4. Exemples de résultats.....	30
1.4. METHODES D'IDENTIFICATION PARAMETRIQUE DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES.....	31
1.4.1. Généralités sur l'identification paramétrique.....	31
1.4.2. Essais analysés par identification inverse du comportement.....	32
1.4.3. Méthodes d'identification inverse.....	35
1.4.4. Méthodes de mesure de champs.....	36
1.5. CONCLUSION.....	38
CHAPITRE II	
MOYENS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES MIS EN ŒUVRE.....	39
2.1. INTRODUCTION.....	40
2.2. DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX.....	40
2.2.1. Machine de traction-compression.....	40
2.2.2. Essais de traction uniaxiale.....	40
2.2.3. Dispositif de traction biaxiale.....	42
2.2.4. Essais de traction biaxiale.....	43
2.2.5. Dispositif d'emboutissage profond.....	46
2.3. DETERMINATION DES DEFORMATIONS PAR CORRELATION D'IMAGES.....	47
2.3.1. Principe de la méthode.....	47
2.3.2. Mise en oeuvre de la méthode.....	48
2.3.3. Examen des sources d'erreur liées à la technique de corrélation d'images.....	49
2.4. SIMULATIONS NUMERIQUES.....	52
2.4.1. Méthode d'intégration des lois de comportement élastoplastique.....	53
2.4.2. Choix d'un modèle de plasticité.....	54
2.4.3. Sensibilité paramétrique du modèle FMM.....	54
2.4.4. Mise en œuvre des simulations numériques.....	58
2.5. CONCLUSION.....	61
CHAPITRE III	
MISE AU POINT DES EPROUVETTES DE TRACTION BIAXIALE.....	62
3.1. INTRODUCTION.....	63
3.2. DEFINITION DES EPROUVETTES DE TRACTION BIAXIALE.....	63
3.2.1. Eprouvettes TU/TP.....	63
3.2.2. Eprouvettes TU/TP/TEB.....	63
3.3. PREDIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES TU/TP.....	67
3.4. DEFINITION DE MATERIAUX MODELES.....	69

3.5.	SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP.....	71
3.5.1.	Simulations numériques des champs de déformation.....	71
3.5.2.	Influence de l'écroutissage.....	77
3.5.3.	Simulations numériques de la courbe force-allongement.....	79
3.6.	SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP/TEB.....	80
3.7.	STRATEGIE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE COMPORTEMENT PLASTIQUE.....	82
3.7.1.	Stratégie générale.....	82
3.7.2.	Choix des champs de déformation utilisés pour l'identification paramétrique ...	84
3.8.	CONCLUSION.....	85

CHAPITRE IV

IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE D'ACIERS ET D'ALLIAGES D'ALUMINIUM.....

4.1.	INTRODUCTION.....	87
4.2.	MATERIAUX ETUDIES.....	88
4.2.1.	Acier IF.....	88
4.2.2.	Acier ES.....	89
4.2.3.	Acier inoxydable austénitique AISI 304.....	89
4.2.4.	Aluminium 1050A.....	89
4.2.5.	Alliage A 5086 H111.....	90
4.3.	IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION UNIAXIALE.....	92
4.3.1.	Acier IF.....	92
4.3.2.	Acier ES.....	96
4.3.3.	Acier inoxydable austénitique AISI 304.....	98
4.3.4.	Aluminium 1050A.....	100
4.3.5.	Alliage A 5086 H111.....	103
4.4.	IDENTIFICATION DE LA SURFACE DE CHARGE EN TRACTION BIAXIALE HETEROGENE.....	105
4.4.1.	Première analyse des résultats expérimentaux – Exemple de l'acier IF.....	105
4.4.2.	Mise au point de la procédure d'identification.....	109
4.4.3.	Résultats.....	112
4.5.	BILAN DE L'IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE.....	119
4.5.1.	Anisotropie de déformation et anisotropie de contrainte.....	119
4.5.2.	Surface de charge dans le domaine de l'expansion.....	119
4.6.	CONCLUSION.....	121

CHAPITRE V

ESSAIS DE VALIDATION.....

5.1.	INTRODUCTION.....	123
5.2.	ESSAIS DE TRACTION BIAXIALE HETEROGENES.....	124
5.2.1.	Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 0°.....	124
5.2.2.	Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 45°.....	126
5.2.3.	Essais sur éprouvettes TU/TEB orientées à 45°.....	127
5.3.	ESSAIS D'EMBOUITISSAGE PROFOND.....	128
5.3.1.	Rappels bibliographiques.....	128
5.3.2.	Simulation du processus.....	132
5.3.3.	Essais sur éprouvettes à contour circulaire.....	134
5.3.4.	Essais sur éprouvettes à contour modifié.....	137
5.4.	CONCLUSION.....	137

CONCLUSIONS, CONTRIBUTIONS, PERSPECTIVES.....

		139
--	--	-----

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUES.....

		143
--	--	-----

ANNEXE A1 Caractéristiques de déformation des éprouvettes de traction biaxiale utilisées pour l'identification paramétrique.....

		150
--	--	-----

ANNEXE A2 Le bilan des résultats obtenus pour les différents matériaux		152
------------------------------------------------------------------------------	--	-----

INTRODUCTION

L'emboutissage des tôles métalliques constitue un processus de transformation largement utilisé dans de nombreux secteurs industriels, tels que la construction automobile, le conditionnement alimentaire, l'équipement électroménager... Comme dans beaucoup d'autres procédés de mise en œuvre des matériaux, la « conception virtuelle » offre au concepteur l'avantage de pouvoir analyser la faisabilité d'un procédé, prévoir les risques de défauts, et proposer les solutions optimales (géométrie d'outillage, choix du matériau) avec un gain de temps et une diminution du coût considérables par rapport aux méthodes classiques de type essai-correction. Ces dernières nécessitent en effet la réalisation des outillages et leur modification en fonction des résultats obtenus, jusqu'à ce que le résultat soit considéré comme satisfaisant, ceci sans avoir l'assurance d'avoir atteint la solution optimale.

La simulation numérique par la méthode des éléments finis est actuellement l'outil privilégié de conception virtuelle pour l'emboutissage des tôles métalliques. Les logiciels de calcul par éléments finis utilisent des algorithmes performants, et une question qui reste ouverte est celle de la description précise du comportement plastique anisotrope du matériau constituant la tôle.

D'importants progrès ont été obtenus dans la modélisation du comportement élastoplastique anisotrope des tôles par des méthodes d'homogénéisation (ou calculs micro-macro), qui permettent de reconstituer le comportement du polycristal en combinant les données expérimentales sur la texture avec la modélisation des mécanismes élémentaires de la déformation plastique (glissement, maclage...) au niveau des grains. D'un autre côté, les caractérisations expérimentales du comportement plastique sous diverses sollicitations monotones (traction uniaxiale, mais aussi traction plane, cisaillement, gonflement hydraulique...) ont été perfectionnées, mais ont relativement peu évolué depuis plusieurs décennies.

Une nouvelle voie de caractérisation en cours de développement est celle des méthodes d'identification inverse, qui utilisent des simulations numériques d'essais hétérogènes, dans lesquelles la description du comportement du matériau fait appel à un certain nombre de paramètres. Ces paramètres font l'objet d'une procédure d'identification, visant à ce que les résultats numériques s'ajustent sur les résultats expérimentaux. Ces essais sur des éprouvettes de forme complexe permettent d'obtenir des champs de déformation hétérogènes et des trajets de chargement variés dans une seule expérience, ce qui permet de se rapprocher des conditions réelles d'un emboutissage. Une question importante pour la mise en œuvre de ces méthodes est de définir des géométries d'essais qui restent relativement simples, tout en offrant une sensibilité aussi grande que possible aux paramètres du matériau devant être identifiés.

Le premier chapitre a pour objet de présenter l'état actuel des connaissances sur le comportement plastique des tôles, en mettant l'accent sur les effets les plus importants pour la

modélisation et la simulation numérique des procédés de mise en forme. Une étude bibliographique des modèles de plasticité des tôles métalliques est tout d'abord présentée, en insistant sur ceux qui visent à rendre compte avec précision de l'anisotropie initiale de ces matériaux. Les essais classiques de caractérisation expérimentale sont également évoqués. Les essais analysés par des méthodes d'identification inverse sont ensuite présentés. Le développement de ces méthodes est actuellement rendu possible grâce à la mise au point de méthodes précises de mesure des champs cinématiques, et à l'accroissement des capacités de calcul sur ordinateur.

Le chapitre 2 décrit l'ensemble des équipements, moyens expérimentaux et outils numériques mis en œuvre dans cette étude. La machine de traction-compression constitue l'équipement de base utilisé pour les essais classiques de traction uniaxiale, mais aussi pour les essais de traction biaxiale hétérogènes, qui font appel à un dispositif spécifique disponible au LPMM. Nous décrivons ensuite la méthode de corrélation d'images numériques, qui a été utilisée dans tous les essais afin de déterminer et analyser les champs de déformation superficielle. La machine d'emboutissage de godets, utilisée pour réaliser des essais d'emboutissage profond et des mesures des cornes d'emboutissage, est également décrite. Enfin, les simulations numériques, réalisées à l'aide du code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit, ont été mises en œuvre à tous les stades de cette étude. Ces simulations utilisent le modèle de plasticité anisotrope proposé par Ferron et al. (1994), pour lequel le nombre de paramètres (8) est en bonne adéquation avec le nombre des données expérimentales qui seront disponibles pour l'identification. Une étude de sensibilité paramétrique du modèle est effectuée, afin de guider la stratégie d'identification qui sera mise en œuvre. Le choix de la dimension du maillage éléments finis est également discuté, en relation avec le choix de la taille du motif utilisé pour le calcul des déformations par la méthode de corrélation d'images.

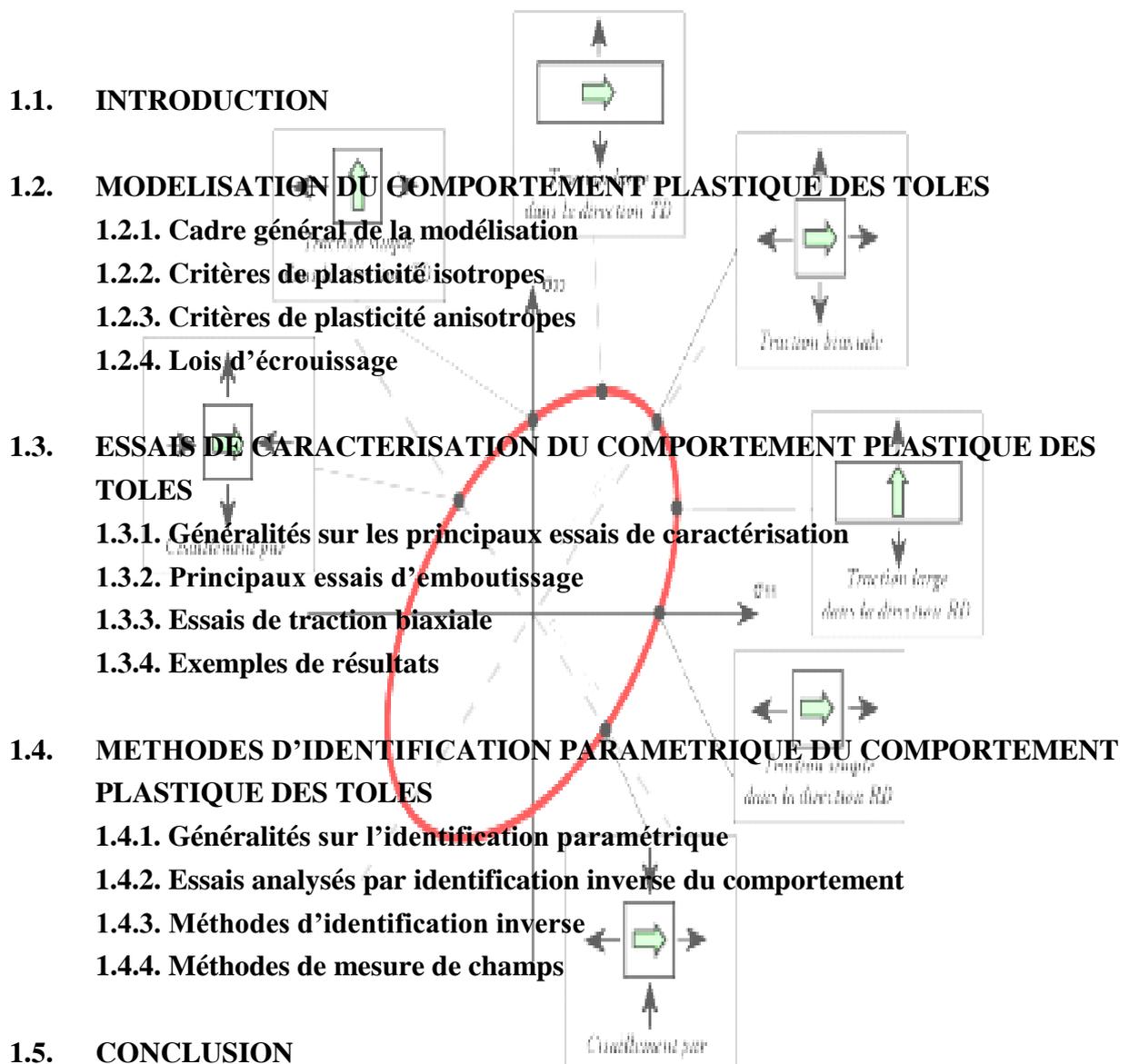
Le chapitre 3 est consacré à la mise au point des éprouvettes de traction biaxiale hétérogène. Les conditions expérimentales en termes de géométrie des éprouvettes sont particulièrement délicates car l'objectif de la conception des éprouvettes est d'obtenir de grandes déformations plastiques hétérogènes en retardant dans toute la mesure du possible l'apparition d'une localisation de la déformation dans une zone particulière de l'éprouvette. Il s'agit donc de concevoir, avec l'assistance de simulations numériques sur des matériaux modèles, des éprouvettes adaptables sur le dispositif de traction biaxiale existant, dont l'usinage soit facilement réalisable, et sur lesquelles se développent des déformations suffisamment grandes et couvrant un large domaine d'états de contraintes. Afin d'éviter de trop grandes difficultés d'usinage, ces éprouvettes sont d'épaisseur uniforme (correspondant à l'épaisseur de la tôle testée) et ne présentent donc pas de zone amincie, contrairement à d'autres propositions de la littérature. C'est que dans ce contexte que nous avons développé 2 types d'éprouvettes, sur lesquelles sont obtenus, respectivement, des champs de contraintes allant de la traction uniaxiale à la traction plane d'une part, et de la traction uniaxiale à la traction équi-biaxiale d'autre part. L'analyse numérique des champs de déformation développés sur la surface des éprouvettes nous conduit à sélectionner quelques lignes sur les éprouvettes, le long desquelles les champs de déformation sont particulièrement sensibles à l'anisotropie du matériau, et qui seront utilisées pour l'identification paramétrique ultérieure.

La procédure d'identification paramétrique est mise en œuvre au chapitre 4 sur 5 matériaux (aciers et alliages d'aluminium). Les résultats de traction uniaxiale sont tout d'abord analysés, d'une part pour déterminer les caractéristiques d'érouissage, d'autre part pour identifier certains des paramètres de la fonction de charge qui permettent d'ajuster à la fois l'anisotropie de déformation (variation angulaire du coefficient de Lankford dans le plan de la tôle) et l'anisotropie de contraintes (variation angulaire de la contrainte d'écoulement). Dans une seconde étape, les champs de déformation sont analysés sur les lignes choisies au chapitre 3 pour leur sensibilité à l'anisotropie du matériau. La déformation principale majeure est choisie pour l'identification des 2 paramètres indépendants restant, qui définissent la forme de la surface de charge dans le domaine de la traction biaxiale. Nous avons adopté pour cette identification une méthode simple de recherche du minimum d'une fonction coût mesurant l'écart entre les valeurs de déformation expérimentales et calculées. Les surfaces de réponse étant de forme complexe, avec des minima locaux, la méthode consiste à analyser la surface de réponse sur un domaine de valeurs des paramètres, d'abord large puis affiné. Les surfaces de charge obtenues sont nettement différentes pour les aciers ES et IF, de structure cubique centrée et pour l'aluminium et un alliage d'aluminium, de structure cubique à faces centrées, selon les tendances reportées dans la littérature. L'acier inoxydable austénitique AISI 304 présente une anisotropie moins marquée.

Enfin, dans le chapitre 5 les essais réalisés au cours de cette étude, mais n'ayant pas été utilisés pour l'identification paramétrique, font l'objet d'une comparaison avec les résultats de simulation utilisant les paramètres identifiés au chapitre 4. Il s'agit d'essais de traction biaxiale, incluant des essais avec changement d'orientation du découpage des éprouvettes, et d'essais d'emboutissage de godets. Les prévisions donnent de très bons résultats, y compris en ce qui concerne les cornes d'emboutissage, bien que l'identification de la fonction de charge ne porte pas sur le domaine du rétreint.

CHAPITRE 1

ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE



1.1. INTRODUCTION

La simulation numérique des procédés permettant d'obtenir des produits finis par emboutissage de tôles métalliques nécessite la mise en œuvre de lois de comportement décrivant avec précision le comportement plastique à froid de ces matériaux. Compte tenu de l'objectif du présent travail de contribuer à l'identification expérimentale du comportement plastique, nous limiterons la présentation des études sur le comportement plastique aux modèles phénoménologiques, dont les paramètres sont susceptibles d'être identifiés à partir de résultats expérimentaux. Ces modèles visent en particulier à obtenir une description précise de l'anisotropie plastique, qui joue un rôle prépondérant dans le comportement en emboutissage. Nous décrirons également les principaux essais de caractérisation expérimentale du comportement plastique des tôles, et présenterons quelques essais classiques d'emboutissage qui permettent de mettre en évidence et d'analyser les relations entre comportement plastique et comportement en emboutissage. Enfin, nous décrirons les tentatives récentes d'identification par utilisation de méthodes inverses, dont le développement est rendu possible grâce au développement des techniques de mesures de champs cinématiques, et aux capacités sans cesse accrues du calcul sur ordinateur.

1.2 MODELISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES

1.2.1. Cadre général de la modélisation

Dans un modèle macroscopique, la description du comportement élasto-plastique des matériaux écrouissables fait appel aux éléments suivants :

- l'existence d'une surface fermée, convexe, définissant le domaine élastique du matériau. Cette surface est appelée surface de limite élastique dans l'état initial du matériau, et surface de plasticité ou surface de charge lorsque l'écoulement plastique a lieu;
- la modélisation de l'écrouissage, qui permet de décrire l'évolution de la forme, de la taille et de la position de la surface de charge au cours de la déformation;
- la définition des lois d'écoulement plastique, qui relie l'écoulement plastique à l'état de contraintes auquel est assujéti le matériau.

La surface de charge initiale, définie dans l'espace des contraintes, marque la limite élastique et le début de l'écoulement plastique du matériau pour les différentes configurations de chargement possibles. La surface de limite élastique (surface de charge initiale) est une généralisation de la limite élastique uniaxiale. Dans un modèle macroscopique, on introduit la notion de critère de limite élastique qui est, en fait, une description mathématique de la surface de charge initiale. Ce critère peut être isotrope ou anisotrope.

Pour décrire l'écrouissage, ils existent deux modèles principaux : l'écrouissage isotrope (d'après Taylor et Quinney) et l'écrouissage cinématique (d'après Prager). L'écrouissage isotrope décrit une

expansion de la surface de charge sans modification de sa forme et sans déplacement de son centre. L'écroissage cinématique décrit une translation de la surface de charge, sans modification de taille ni de forme. La figure 1.1 illustre ces deux modèles d'écroissage, ainsi qu'une combinaison des deux types, l'écroissage mixte.

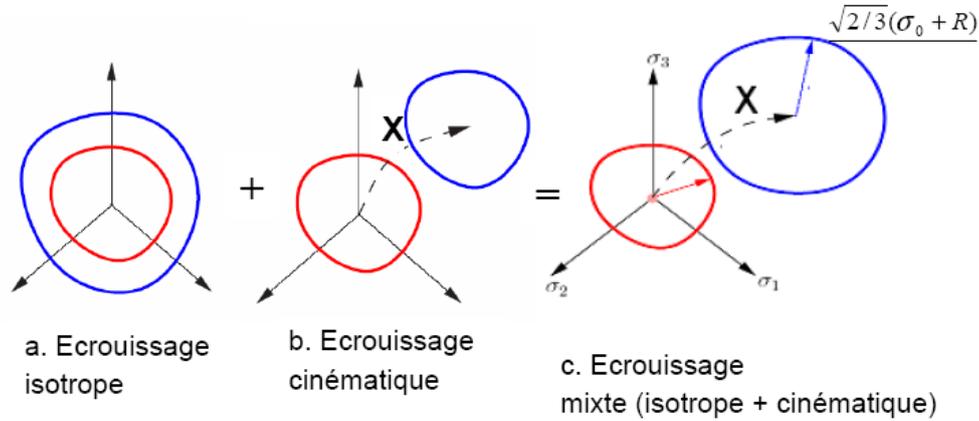


Figure 1.1. Schéma des différents types d'écroissage, isotrope, cinématique et mixte.

La fonction de charge peut être exprimée sous la forme générale :

$$f = f(\sigma_{ij}, X_j) \quad (1.1)$$

où σ_{ij} sont les composantes du tenseur des contraintes et X_j sont les forces thermodynamiques associées à l'écroissage. L'écroissage isotrope est décrit par la fonction f suivante :

$$f = F(\sigma_{ij}) - (R + R_0) \quad (1.2)$$

et pour écroissage cinématique la fonction f devient :

$$f = \varphi(\sigma_{ij} - X_{ij}) - R_0 \quad (1.3)$$

où R_0 représente la taille initiale de la surface. Le tenseur des contraintes $\mathbf{X} = (X_{ij})$ et la contrainte (scalaire) R jouent le rôle des forces thermodynamiques X_j dans l'équation générale (1.1), et représentent, respectivement, le centre de la surface de charge et l'augmentation de la taille.

La description macroscopique de l'écoulement plastique est généralement obtenue dans le cadre de la théorie de l'écoulement, qui utilise le principe du travail maximal de Hill, et qui conduit à la convexité de la surface de charge par rapport aux variables σ_{ij} et X_j . Les incréments de déformation plastique ($d\epsilon_{ij}^p$) et des variables internes ($d\alpha_j$) sont définis par les expressions suivantes :

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad d\alpha_j = -d\lambda \frac{\partial f}{\partial X_j} \quad (1.4)$$

où $d\lambda$ est un scalaire positif appelé le multiplicateur plastique.

Les différentes situations possibles associées à un incrément des contraintes $d\sigma_{ij}$ sont résumées dans la figure 1.2 suivante.

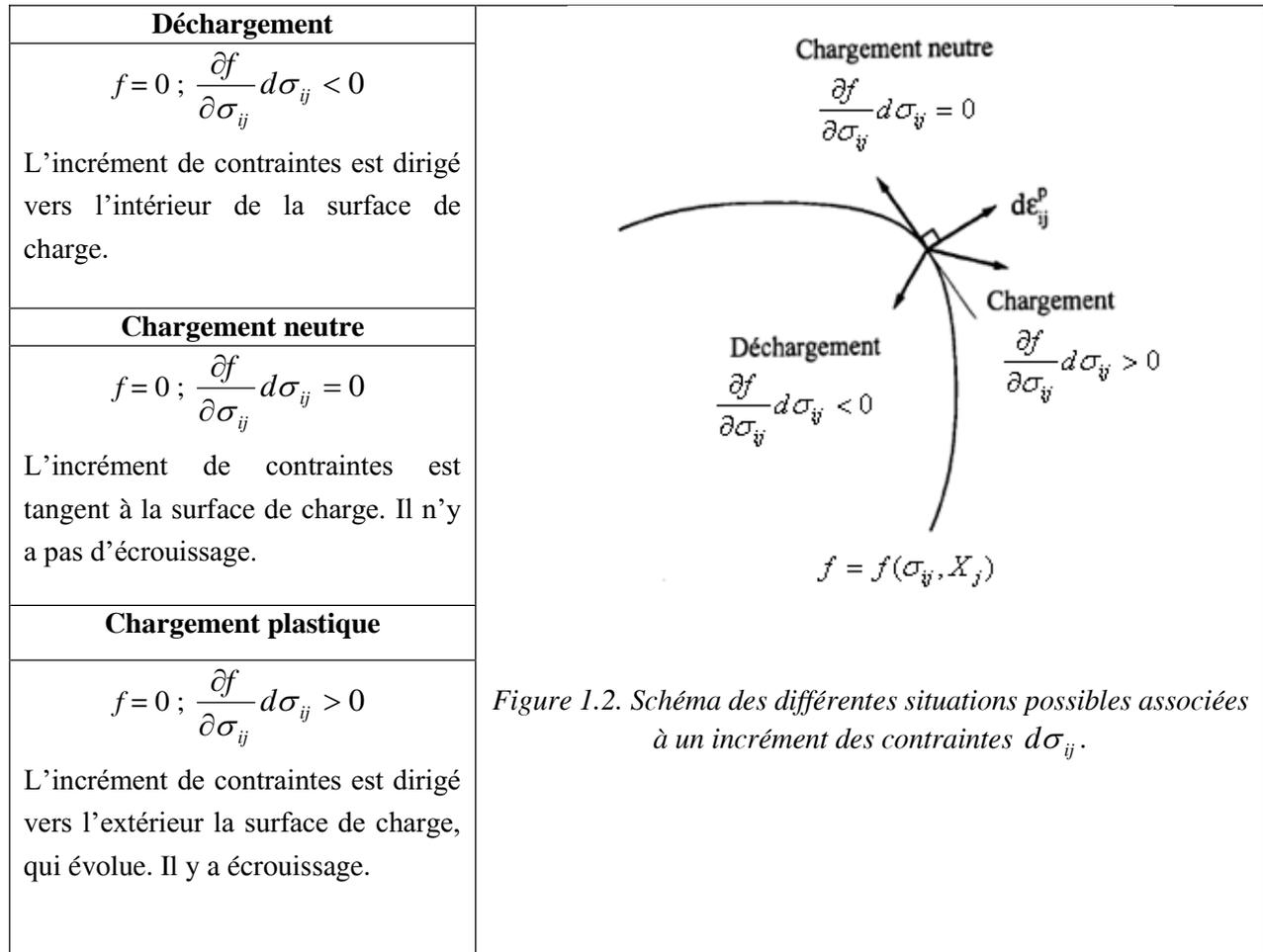


Figure 1.2. Schéma des différentes situations possibles associées à un incrément des contraintes $d\sigma_{ij}$.

La part d'écroutissage cinématique peut être identifiée principalement par des essais faisant appel à une inversion du sens de la sollicitation. Ces essais n'étant pas envisagés dans ce travail, nous nous limitons dans cette présentation aux modèles d'écroutissage isotrope, pour lesquelles la fonction de charge (1.2) est réécrite sous la forme :

$$f = F(\sigma_{ij}) - \bar{\sigma} \quad (1.5)$$

où $\bar{\sigma}$ est appelée la contrainte équivalente,

et la fonction $F(\sigma_{ij})$ est homogène de degré 1 des contraintes.

La contrainte équivalente constitue une mesure de la contrainte dans un essai de référence, souvent pris comme étant la traction uniaxiale et peut être exprimé par $\bar{\sigma} = \bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p)$, où $\bar{\varepsilon}^p$ est la déformation équivalente correspondant à l'essai de référence. Le multiplicateur plastique $d\lambda$ est égal à l'incrément de déformation plastique $d\bar{\varepsilon}^p$ dans l'essai de référence, caractérisé par la loi d'écroutissement $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p)$.

D'un point de vue pratique, l'utilisation des mesures équivalentes permet d'une part de relier l'écroutissement du matériau à l'évolution de la surface de charge et d'autre part de comparer différentes histoires de chargement pour le même état du matériau, c'est-à-dire, à un niveau de travail plastique donné. De ce fait, il est utile d'introduire le principe de l'équivalence du travail plastique défini en égalant le travail plastique réalisé par un état quelconque de contraintes avec le travail plastique réalisé par les mesures équivalentes. Le travail plastique incrémental vérifie la relation:

$$dw = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^p = \bar{\sigma} d\bar{\varepsilon}^p \quad (1.6)$$

Un autre type de surface est souvent défini par les expérimentateurs dans le cas des tôles : il s'agit des surfaces à travail plastique donné (Constant Work Contours, CWCs), définies en joignant les points (σ_1, σ_2) obtenus pour différents trajets de chargement linéaire à un niveau donné de travail plastique. Ces surfaces diffèrent des surfaces de charge normalement obtenues après un pré-chargement, suivi d'une exploration de tous les états de contraintes possibles. Elles sont néanmoins souvent utilisées comme surfaces de charge, par exemple dans les simulations numériques.

1.2.2. Critères de plasticité isotropes

Les métaux isotropes possèdent les mêmes propriétés dans toutes les directions de l'espace. Le régime plastique est atteint pour des états de contraintes indépendants de l'orientation du repère. L'atteinte de la limite élastique (ou de l'état plastique), pour les métaux isotrope, est indépendante de la direction des contraintes principales. Donc, le critère de plasticité peut être exprimé sous les différentes formes suivantes :

$$f = F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3) - \bar{\sigma} = 0 \quad (1.7)$$

ou $f = F(I_1, I_2, I_3) - \bar{\sigma} = 0$

ou $f = F(I_1, J_2, J_3) - \bar{\sigma} = 0$

où I_1, I_2, I_3 , respectivement $J_1=0, J_2, J_3$ sont les invariants du tenseur des contraintes σ et du déviateur des contraintes $s = \sigma - \sigma_m I$, avec $\sigma_m = I_1/3$.

Les métaux sont plastiquement incompressibles, et ils présentent une insensibilité de l'écoulement plastique à une sollicitation hydrostatique. L'invariant I_1 n'intervient pas, et les critères se

présentent finalement sous la forme : $f = F(J_2, J_3) - \bar{\sigma} = 0$ ou $F(J_2, J_3) = \bar{\sigma}$. Dans l'espace des contraintes principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$, ils sont représentés par une surface cylindrique d'axe parallèle à la trisectrice du repère $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$, qui est entièrement caractérisée par sa trace :

- soit sur le plan du déviateur, d'équation $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0$,
- soit sur le plan de contraintes planes d'équation $\sigma_3 = 0$.

Critère de Tresca (1864)

Le critère de Tresca (1864) est le critère le plus anciennement formulé, qui est encore utilisé pour les métaux. Ce critère exprime que le matériau atteint la limite élastique lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteint une valeur critique k . Le critère de Tresca s'exprime de la façon suivante :

$$F(\sigma_i) = \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = k = \frac{\bar{\sigma}}{2} \quad (1.8)$$

où σ_i sont les contraintes principales, qui respectent le classement $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$. k et $\bar{\sigma}$ représentent la limite élastique en cisaillement pur et en traction uniaxiale, respectivement. Dans l'espace des contraintes principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ ce critère est représenté par un prisme droit à base hexagonale.

Critère de von Mises (1913)

Le critère de plasticité von Mises (1913) reste le plus utilisé dans l'hypothèse d'un comportement isotrope pour les matériaux métalliques ductiles. Il peut être interprété comme correspondant à l'atteinte, soit d'une valeur critique de l'énergie élastique de distorsion, soit d'une valeur critique de la contrainte de cisaillement sur les plans octaédriques. L'expression générale du critère est :

$$f(J_2) = 0 \quad (1.9)$$

Différentes expressions équivalentes sont souvent utilisées :

$$f = \sqrt{\frac{1}{2} s_{ij} s_{ij}} - \tau = 0$$

$$\text{ou } f = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}} - \bar{\sigma} = 0 \quad (1.10)$$

$$\text{ou } (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) = 2\bar{\sigma}^2$$

où τ représentent la limite élastique en cisaillement pur et $\bar{\sigma}$ représentent la limite élastique en traction uniaxiale, respectivement. La dernière expression correspond à la présentation quadratique du critère de von Mises

Ce critère, simple, décrit le comportement du matériau avec une approximation raisonnable. Il est implanté dans les codes éléments finis commerciaux, en particulier le logiciel Abaqus, utilisé dans le présent travail. Comme pour le critère de Tresca, un seul essai de traction uniaxiale est nécessaire pour son identification.

Dans l'espace des contraintes principales $(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$ ce critère est représenté par un cylindre à base circulaire.

Critère de Drücker (1949)

Un critère permettant d'obtenir une description intermédiaire entre les critères de Tresca et de von Mises a été proposé par Drücker (1949). Il est obtenu à partir d'une combinaison du deuxième et troisième invariants, J_2 et J_3 , du déviateur de contraintes, et s'exprime sous la forme :

$$F(J_2, J_3) = (3J_2)^3 [1 - C(J_3^2 / J_2^3)] = [1 - (4C/27)] \sigma_u^6 \quad (1.11)$$

où C est un paramètre dépendant du matériau ($C < 9/4$ pour satisfaire la condition de convexité de la surface).

Critères de Hosford (1972) et Barlat et Richmond (1987)

Il existe d'autres critères isotropes, tels que ceux proposés par Hosford (1972) et Barlat et Richmond (1987), qui utilisent des expressions non quadratiques de la fonction de charge. Ainsi, le critère de Hosford s'exprime, en fonction des contraintes principales :

$$F = |\sigma_1 - \sigma_2|^a + |\sigma_2 - \sigma_3|^a + |\sigma_3 - \sigma_1|^a = 2\bar{\sigma}^a$$

ou

$$F = |s_1 - s_2|^a + |s_2 - s_3|^a + |s_3 - s_1|^a = 2\bar{\sigma}^a$$

On retrouve le critère de von Mises avec $a = 2$ ou 4 et le critère de Tresca avec $a = 1$ ou ∞ .

Compte tenu de la convexité de la surface de plasticité et des symétries résultant de l'isotropie, tous les critères isotropes correspondent à des surfaces dont la trace sur le plan du déviateur est comprise entre les 2 bornes représentées sur la figure 1.3. La borne inférieure correspond au critère de Tresca.

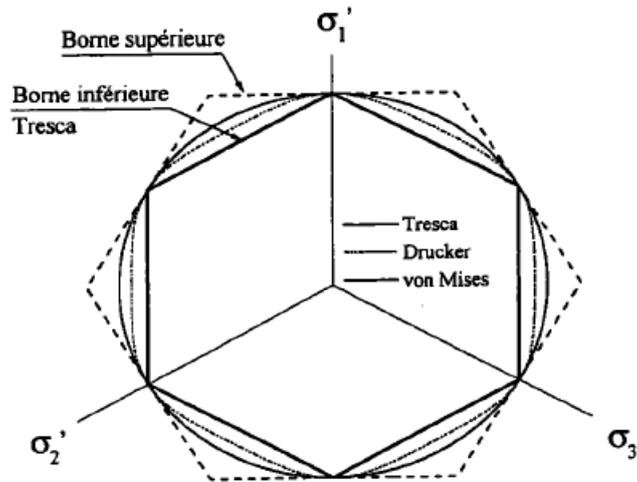


Figure 1.3. Représentation géométrique de la trace des critères de Tresca, Von Mises et Drucker sur le plan du déviateur (d'après Karafillis et Boyce, 1993).

1.2.3. Critères de plasticité anisotropes

Généralités

Le comportement de certains matériaux peut varier en fonction de la direction de sollicitation, dans ces conditions, le matériau est dit anisotrope. L'orthotropie est une anisotropie particulière qui se caractérise par trois plans de symétries orthogonaux dont les intersections définissent les trois axes d'orthotropie (x, y, z). Compte tenu des conditions d'élaboration, le comportement des tôles laminées s'inscrit dans le cadre d'une anisotropie orthotrope pour laquelle le repère (x, y, z) s'identifie par :

- x : direction de laminage,
- y : direction perpendiculaire à la direction de laminage dans le plan de la tôle,
- z : direction normale au plan de la tôle.

Une mesure de l'anisotropie plastique couramment utilisée dans la caractérisation des tôles minces, est définie par le rapport entre les déformations plastiques dans les directions de la largeur (ε_2) et de l'épaisseur (ε_3), mesurées sur une éprouvette sollicitée en traction uniaxiale selon la direction 1. Ce rapport de déformation est connu comme le **coefficient de Lankford R** :

$$R = \frac{\varepsilon_2^p}{\varepsilon_3^p} \quad (1.13)$$

Dans le cas général ce coefficient varie en fonction de l'orientation de découpage de l'éprouvette de traction par rapport à la direction de laminage. Le matériau présente alors une anisotropie transverse

ou plane. Par contre la tôle présente une isotropie plane (ou une anisotropie normale) pour un coefficient R différent de 1 mais ne variant pas dans le plan de la tôle.

On mesure généralement le coefficient d'anisotropie pour des essais de traction effectués à 0° , 45° et 90° par rapport à la direction de laminage. Le **coefficient d'anisotropie moyen** \bar{R} est obtenu comme la moyenne dans le plan de la tôle, définie par :

$$\bar{R} = \frac{R_0 + 2R_{45} + R_{90}}{4} \quad (1.14)$$

Un indicateur de l'anisotropie plane est fourni par le **coefficient d'anisotropie plane** ΔR , défini par :

$$\Delta R = \frac{R_0 + R_{90} - 2R_{45}}{2} \quad (1.15)$$

On notera que le **coefficient de Lankford** se distingue du **coefficient d'anisotropie** $R = \frac{\dot{\epsilon}_x}{\dot{\epsilon}_y}$, défini par le rapport de vitesses de déformation, lorsque ces coefficients varient au cours de la traction, comme cela est très fréquemment observé. Les modèles de comportement plastique fournissent en fait le coefficient d'anisotropie, par utilisation de la loi de normalité (1.4).

Critère quadratique de Hill (1948)

Hill (1948) est le premier à avoir formulé un critère qui rend compte de l'anisotropie initiale des matériaux et plus particulièrement des tôles métalliques. Le critère proposé est un critère quadratique qui s'exprime dans le repère d'orthotropie (x, y, z) par:

$$\begin{aligned} 2F(\sigma_{ij}) = & \\ F(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + 2L\sigma_{yz}^2 + 2M\sigma_{zx}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 & \\ = 1 & \end{aligned} \quad (1.16)$$

ou, pour un état de contraintes planes,

$$2F(\sigma_{ij}) = (G + H)\sigma_{xx}^2 - 2H\sigma_{xx}\sigma_{yy} + (F + H)\sigma_{yy}^2 + 2N\sigma_{xy}^2 = 1 \quad (1.17)$$

Les coefficients F , G , H , L , M et N caractérisent l'anisotropie plastique du matériau. En contraintes planes le nombre de ces coefficients est réduit à quatre (F , G , H et N). A noter aussi que la contrainte équivalente n'apparaissant pas dans la présentation (1.17), les coefficients décroissent proportionnellement lorsque la contrainte équivalente croît, et seules 3 constantes caractérisent la surface de plasticité. Les coefficients peuvent être déterminés à partir des mesures des coefficients d'anisotropie R_0 , R_{45} et R_{90} :

$$r_0 = \frac{H}{G} \quad r_{45} = \frac{2N - (F + G)}{2(F + G)} \quad r_{90} = \frac{H}{F} \quad (1.18)$$

Il est aussi possible de déterminer les paramètres F , G , H et N par mesures expérimentales des limites élastiques pour des essais de traction effectués à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage, plus un autre essai (traction équi-biaxiale, traction plane, cisaillement...). Par exemple, si σ_b correspond à la limite élastique en traction équi-biaxiale, les paramètres de Hill seront donnés par:

$$\begin{aligned} 2F &= \frac{1}{(\sigma_0)^2} - \frac{1}{(\sigma_{90})^2} + \frac{1}{(\sigma_b)^2} & 2G &= \frac{1}{(\sigma_{90})^2} - \frac{1}{(\sigma_0)^2} + \frac{1}{(\sigma_b)^2} \\ 2H &= \frac{1}{(\sigma_0)^2} + \frac{1}{(\sigma_{90})^2} - \frac{1}{(\sigma_b)^2} & 2N &= \frac{4}{(\sigma_{45})^2} - \frac{1}{(\sigma_b)^2} \end{aligned} \quad (1.19)$$

Le critère quadratique de Hill est l'un des plus couramment utilisés pour la modélisation de l'anisotropie plastique des tôles métalliques. En effet, ce critère offre un compromis entre la simplicité de sa formulation et sa capacité à reproduire des formes d'anisotropie plus ou moins marquées. C'est d'autre part un critère qui ne nécessite que peu d'essais pour identifier ses paramètres. Il est implanté dans de nombreux logiciels de calculs par éléments finis.

Néanmoins, il est fréquent que les identifications des coefficients à partir de l'anisotropie de déformation (équations 1.18) ou de l'anisotropie de contraintes (équations 1.19) ne fournissent pas des résultats concordants. Le critère quadratique de Hill n'est alors pas en mesure de décrire avec précision à la fois les coefficients d'anisotropie et les limites élastiques du matériau. L'exemple le plus anciennement signalé est sans doute le comportement « anormal » de l'aluminium. Dans ce cas, le critère de Hill, avec une valeur du coefficient d'anisotropie moyen $\bar{R} < 1$, prévoit un rapport $\frac{\sigma_b}{\sigma_u} = \sqrt{\frac{1+\bar{R}}{2}} < 1$, alors que les expériences montrent que $\sigma_b / \sigma_u > 1$ (Woodthorpe et Pearce, 1970).

Critère non quadratique de Hill (1979)

Afin d'accommoder le comportement « anormal » de l'aluminium, Hill (1979) a proposé un deuxième critère, cette fois-ci non quadratique. Ce critère ne s'applique que dans le cas où les directions principales des contraintes coïncident avec les directions d'orthotropie du matériau. Dans ce cas, le critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} f|\sigma_2 - \sigma_3|^m + g|\sigma_3 - \sigma_1|^m + h|\sigma_1 - \sigma_2|^m + a|2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3|^m \\ + b|2\sigma_2 - \sigma_3 - \sigma_1|^m + c|2\sigma_3 - \sigma_1 - \sigma_2|^m = \bar{\sigma}^m \end{aligned} \quad (1.20)$$

où (a, b, c, f, g, h) correspondent aux paramètres du critère, et sont identifiables à partir des limites élastiques et des coefficients d'anisotropie.

Ce critère a surtout été utilisé pour des états de contraintes planes, dans deux cas particuliers correspondant à une anisotropie normale. Ces deux cas sont explicités dans le tableau 1.1.

Pour $a=b=c=0$ et $f=g$	$ \sigma_1 ^m + \sigma_2 ^m + R \sigma_1 - \sigma_2 ^m = (1+R)\bar{\sigma}^m$
Pour $a=b=f=g=0$	$(1+2R) \cdot \left \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{\bar{\sigma}} \right ^m + \left \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{\bar{\sigma}} \right ^m = 2(1+R)$

Tableau 1.1. Cas particuliers du critère de Hill non quadratique (Hill, 1979).

L'exposant m peut être déterminé expérimentalement à partir d'essais de traction uniaxiale et d'expansion équi-biaxiale. Par exemple, pour le deuxième cas du tableau 1.1 : $m = \frac{Ln(2(1+R))}{Ln(2\alpha_b)}$, où α_b désigne le rapport σ_b / σ_u . Pour $m = 2$ on retrouve le critère de Hill quadratique.

Critères utilisant une transformation linéaire du tenseur des contraintes

De nombreuses propositions (Barlat et al., 2007) ont été faites pour passer de critères isotropes à des critères anisotropes, en utilisant une transformation linéaire du tenseur des contraintes σ , ou de son déviateur s , définies par :

$$\tilde{\sigma} = \mathbf{M}\sigma \quad \text{avec} \quad \tilde{s} = \mathbf{C}s \quad (1.21)$$

où \mathbf{M} (ou \mathbf{C}) sont des tenseurs d'ordre 4. Le nombre de coefficients indépendants de \mathbf{M} est limité à 12 pour un matériau orthotrope.

Ainsi, la fonction isotrope proposée par Hosford (1972) (équation 1.12) a servi de point de départ à la définition de la fonction proposée par Barlat et al. (1991). Karafillis et Boyce (1993) ont utilisé une combinaison des 2 fonctions : $\Phi_1 = |s_1 - s_2|^{2k} + |s_2 - s_3|^{2k} + |s_3 - s_1|^{2k}$ et $\Phi_2 = |s_1|^{2k} + |s_2|^{2k} + |s_3|^{2k}$, à laquelle ils appliquent ensuite une transformation linéaire pour définir une fonction anisotrope. Une plus grande complexité peut être introduite en utilisant n transformations linéaires (Barlat et al., 2007). On citera également le critère de Banabic et al. (2005), où la contrainte équivalente est définie par :

$$\bar{\sigma} = \left[a(\Gamma + \Psi)^{2k} + a(\Gamma - \Psi)^{2k} + (1-a)(2\Lambda)^{2k} \right]^{1/2k}$$

avec :

$$\Gamma = \frac{1}{2}(L\sigma_{11} + M\sigma_{22}) \quad (1.22)$$

$$\Psi = \sqrt{\left(\frac{N\sigma_{11} - P\sigma_{22}}{2} \right)^2 + (Q\sigma_{12})^2}$$

$$\Lambda = \sqrt{\left(\frac{R\sigma_{11} - S\sigma_{22}}{2} \right)^2 + (T\sigma_{12})^2}$$

Critères utilisant une description dans le plan des contraintes principales

Au lieu de définir un état de contraintes planes par les composantes $(\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{xy})$ dans le repère d'orthotropie, un certain nombre de critères ont été formulés en contraintes planes en faisant intervenir les contraintes principales σ_1 et σ_2 , ainsi que l'angle $\alpha = (x, 1) = (y, 2)$ définissant l'orientation des directions principales de contraintes $(1, 2)$ par rapport aux directions d'orthotropie (x, y) (figure 1.4). C'est le cas des critères présentés ci-après. La figure 1.5 donne le principe d'une représentation des surfaces de plasticité dans le plan des contraintes principales, avec un paramétrage par l'angle α .

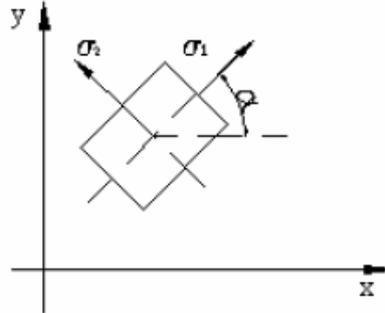


Figure 1.4. Définition d'un état de contraintes planes à partir des contraintes principales et de l'orientation α des directions principales de contraintes par rapport aux directions d'orthotropie.

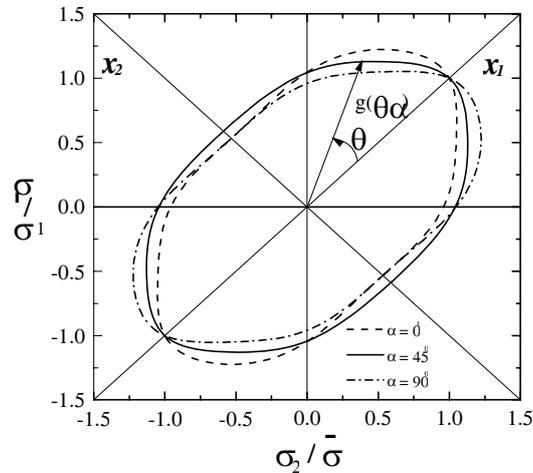


Figure 1.5. Principe de la représentation d'un critère de plasticité en contraintes planes en faisant intervenir les contraintes principales et un paramétrage par l'angle α .

Critère de Budiansky (1984)

Ce critère offre un cadre général pour la définition de surfaces de plasticité dans le cas d'une anisotropie normale, où les directions d'orthotropie dans le plan de la tôle sont indéterminées. Un point sur la surface de plasticité est défini en coordonnées polaires par :

$$\frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2\sigma_b} = g(\theta) \cdot \cos \theta \qquad \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2\tau} = g(\theta) \cdot \sin \theta \qquad (1.23)$$

où σ_b et τ représentent la limite élastique en traction équilibrée et en cisaillement pur, respectivement, $g(\theta)$ est le rayon polaire et θ est l'angle polaire mesuré par rapport à l'axe des abscisses $((\sigma_1 + \sigma_2)/2\sigma_b)$.

Critère non quadratique de Hill (1990)

Un critère a été proposé par Hill (1990) en faisant intervenir les contraintes principales (σ_1, σ_2) et leur orientation par rapport aux axes d'orthotropie (voir figure 1.5). Ce critère s'exprime sous la forme :

$$\begin{aligned} & |\sigma_1 + \sigma_2|^m + \left(\frac{\sigma_b}{\tau}\right)^m |\sigma_1 - \sigma_2|^m + \\ & |\sigma_1^2 + \sigma_2^2|^{\frac{m}{2}-1} [-2a(\sigma_1^2 - \sigma_2^2) + b(\sigma_1 - \sigma_2)^2 \cos 2\alpha] \cos 2\alpha = (2\sigma_b)^m \end{aligned} \quad (1.24)$$

où l'exposant m et les paramètres a et b caractérisent l'anisotropie. Les deux premiers termes dans l'équation (1.24) décrivent la surface pour l'orientation $\alpha = 45^\circ$, et correspondent au deuxième cas du modèle de Hill (1979) présenté dans le tableau 1.1. Les paramètres a et b caractérisent l'anisotropie plane. On retrouve le critère quadratique de Hill avec $m=2$.

Critère de Ferron et al. (1994)

Le critère présenté par Ferron et al. (1994) s'inscrit dans la même démarche. Dans le cas de l'isotropie plane le rayon polaire $g(\theta)$ (figure 1.5) s'exprime sous la forme :

$$(1-k)g(\theta)^{-6} = F(\theta) = (\cos^2 \theta + A \sin^2 \theta)^3 - k \cos^2 \theta (\cos^2 \theta - B \sin^2 \theta)^2 \quad (1.25)$$

L'extension au cas de l'anisotropie plane est donnée par :

$$(1-k)^{m/6} g(\theta, \alpha)^{-m} = F(\theta)^{m/6} - 2a \sin \theta \cos^{2n-1} \theta \cos 2\alpha + b \sin^{2p} \theta \cos^{2q} 2\alpha \quad (1.26)$$

De façon équivalente, la fonction de charge peut être exprimée sous la forme :

$$f = \psi(x_1, x_2, \alpha) - \bar{\sigma} \quad (1.27)$$

où $x_1 = (\sigma_1 + \sigma_2)/2$, $x_2 = (\sigma_1 - \sigma_2)/2$ et $\psi(x_1, x_2, \alpha)$ est défini par :

$$\psi(x_1, x_2, \alpha) = \left\{ \begin{aligned} & \left[\frac{(x_1^2 + Ax_2^2)^3 - k x_1^2 (x_1^2 - Bx_2^2)^2}{(1-k)} \right]^{m/6} \\ & - \frac{2a}{(1-k)^{m/6}} \frac{x_2 x_1^{2n-1}}{(x_1^2 + x_2^2)^{n-m/2}} \cos 2\alpha \\ & + \frac{b}{(1-k)^{m/6}} \frac{x_1^{2p}}{(x_1^2 + x_2^2)^{p-m/2}} \cos^{2q} 2\alpha \end{aligned} \right\}^{1/m} \quad (1.28)$$

La surface définie par l'équation (1.25) correspond à une extension du critère isotrope de Drücker au cas de l'anisotropie normale ($A = 3$, $B = 9$ et $k = 4 C/27$ avec le critère de Drücker). L'extension au cas de l'anisotropie plane (équation 1.26 ou 1.28) fait intervenir les paramètres a et b , ainsi que les exposants m (réel positif) et n , p et q (entiers positifs). Le critère quadratique de Hill (1948) se retrouve avec $k=0$, $m=2$ et $n=p=q=1$. L'extension du critère au cas tridimensionnel a été effectuée en vue de simulations numériques (Moreira et Ferron, 2004), en introduisant la contrainte normale σ_{zz} et les contraintes de cisaillement hors plan σ_{xz} et σ_{yz} de la manière suivante : en supposant que l'écoulement plastique est indépendant de la pression hydrostatique, l'effet de la contrainte normale σ_{zz} est pris en compte en remplaçant σ_{xx} et σ_{yy} dans la description en contraintes planes par $(\sigma_{xx} - \sigma_{zz})$ et $(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})$, respectivement. La version 3D de la fonction de charge est ensuite exprimée sous la forme :

$$f = \Phi(x_1, x_2, \alpha, \sigma_{xz}, \sigma_{yz}) - \bar{\sigma}$$

avec :

(1.29)

$$\Phi(x_1, x_2, \alpha, \sigma_{xz}, \sigma_{yz}) = \sqrt{\Psi^2(x_1, x_2, \alpha) + \beta\sigma_{xz}^2 + \gamma\sigma_{yz}^2}$$

où les coefficients β et γ sont pris par défaut égaux à 3, comme dans le cas du critère de von Mises. Ce critère étant utilisé dans la suite de ce travail, la procédure d'identification paramétrique sera explicitée au chapitre 2.

Bilan du nombre de paramètres d'anisotropie de différents critères

Le bilan du nombre de paramètres d'anisotropie est donné dans le tableau 1.2 pour quelques modèles de plasticité orthotrope, dans leur version 2D (contraintes planes). Il est important en pratique de considérer ce nombre par comparaison avec le nombre de valeurs expérimentales dont on dispose pour l'identification du comportement.

Hill, 1948	3	<i>Tableau 1.2. Nombre de paramètres caractérisant l'anisotropie plastique pour quelques modèles, dans le cas de contraintes planes.</i>
Hill, 1990	4	
Barlat et al., 1991	6	
Ferron et al., 1994	8	
Cazacu et Barlat, 2001	10	
Banabic et al., 2003	7	
Banabic et al., 2005	10	
Barlat et al., 2005	14	

1.2.4. Lois d'écrouissage

Pour compléter la modélisation de la plasticité anisotrope dans le cadre des modèles d'écrouissage isotrope, il convient de préciser la loi d'écrouissage $\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p)$ reliant la contrainte équivalente et la déformation plastique équivalente. Les lois empiriques usuelles sont récapitulées dans le tableau 1.3.

Loi d'écrouissage	$\bar{\sigma}(\bar{\varepsilon}^p)$	$\gamma = \frac{1}{\bar{\sigma}} \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\varepsilon}^p}$	Remarques
Loi de Hollomon	$\bar{\sigma} = K(\bar{\varepsilon}^p)^N$ N exposant d'écrouissage	$\gamma = \frac{N}{\bar{\varepsilon}^p}$	Limite élastique nulle (la limite élastique doit être faible devant l'écrouissage)
Loi de Swift	$\bar{\sigma} = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p)^N$ $K\varepsilon_0^N$ limite élastique	$\gamma = \frac{N}{\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}^p}$	Bien adaptée aux aciers doux, aciers faiblement alliés
Loi de Ludwik	$\bar{\sigma} = \sigma_E + K(\bar{\varepsilon}^p)^N$ σ_E limite élastique	$\gamma = \frac{N(\bar{\sigma} - \sigma_E)}{\bar{\sigma}\bar{\varepsilon}^p}$	Fort écrouissage a faible déformation
Loi de Voce	$\sigma = \sigma_s(1 - \alpha \exp(\beta\varepsilon))$ σ_s contrainte de saturation $0 < \alpha < 1$ $\beta < 0$	$\gamma = -\frac{\alpha\beta}{\exp(-\beta\bar{\varepsilon}^p) - \alpha}$	Bien adaptée aux alliages d'aluminium Hautes températures

Tableau 1.3. Lois d'écrouissage usuelles.

1.3. ESSAIS DE CARACTERISATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES

1.3.1. Généralités sur les principaux essais de caractérisation

La figure 1.6 montre la surface de charge pour un état de contraintes planes, dans le cas où les axes principaux de contraintes coïncident avec les axes d'orthotropie. Les états de contraintes qui peuvent être atteints par des essais classiques de caractérisation du comportement plastique sont indiqués sur cette figure.

Les essais correspondant à cette caractérisation sont les essais de traction simple ou uniaxiale, de traction large et de cisaillement, qui peuvent être réalisés sur une machine de traction classique. Il convient d'ajouter l'essai de gonflement hydraulique qui nécessite un équipement spécifique, et des mesures locales au sommet de l'éprouvette pour accéder à la loi d'écrouissage. La figure 1.7 donne le schéma de ces différents essais.

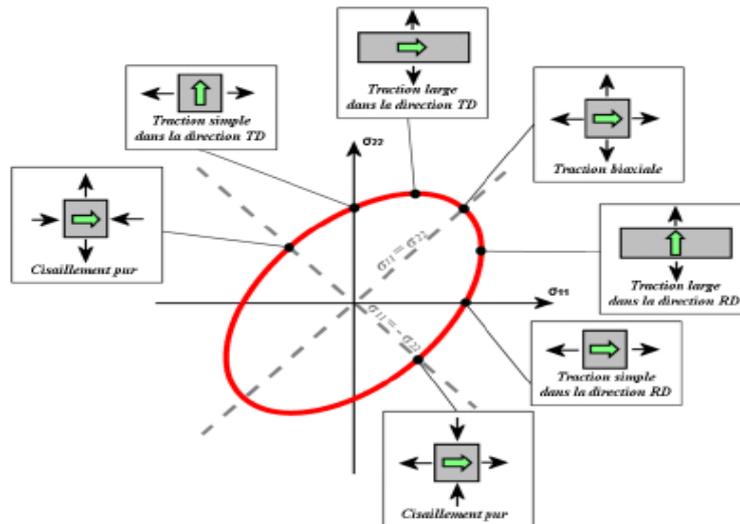


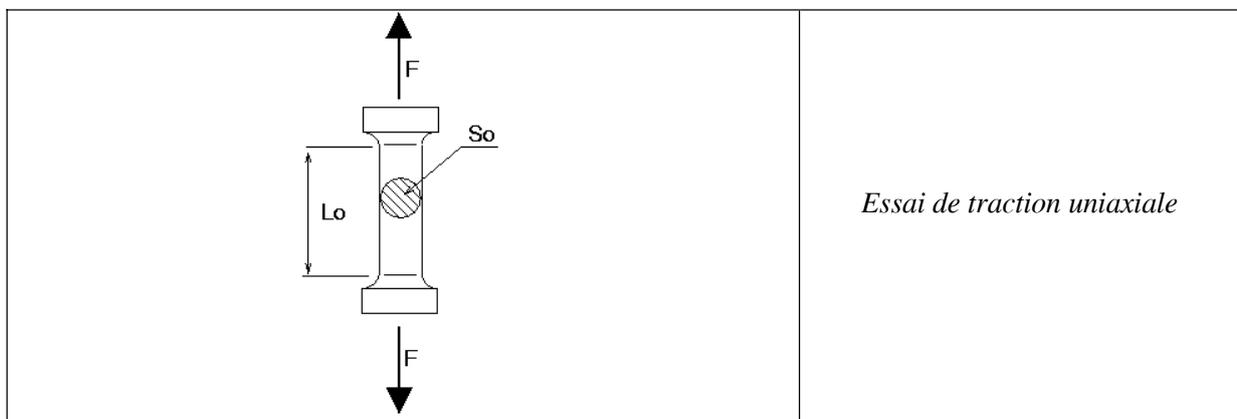
Figure 1.6. Points remarquables de la surface de charge.

Essais de traction uniaxiale

Ces essais sur éprouvettes longues sont bien connus, et ont fait l'objet de normalisations (par exemple la norme internationale ISO 6892) précisant les dimensions réglementaires de l'éprouvette qui doivent être respectées pour fournir les grandeurs conventionnelles de contrainte à la limite élastique, contrainte à rupture, allongement réparti, allongement à rupture... La principale limitation de cet essai est l'apparition de la striction diffuse qui limite le domaine d'analyse de l'essai comme étant un essai homogène.

Essais de traction large

La traction large est un mode typique de déformation des tôles, dans les parois d'un embouti profond qui s'enroulent sur un poinçon, ou lors des opérations de pliage. La figure 1.8 montre 2 possibilités de réalisations pour la traction large : l'éprouvette utilisée par Wagoner (1981), avec un rapport largeur/hauteur de l'ordre de 10, et l'éprouvette cruciforme proposé par Kuwabara et Ikeda (2002), où la traction plane est réalisée par un blocage transversal de l'éprouvette. La direction de traction est dans ce cas parallèle aux bras les plus courts de l'éprouvette.



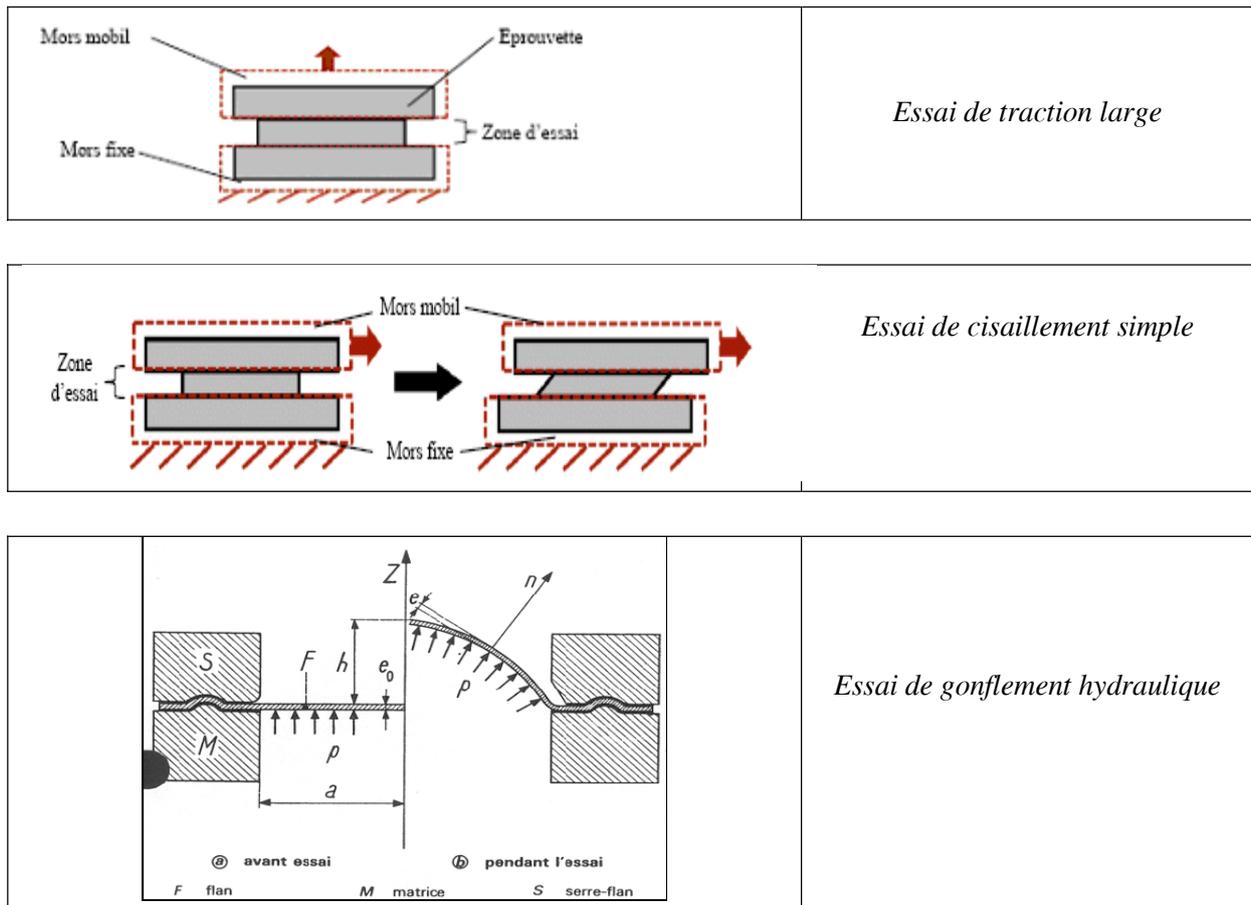


Figure I.7. Essais permettant de réaliser les chargements indiqués sur la figure I.6.

Essais de cisaillement simple

Dans l'essai de cisaillement simple la longueur de l'éprouvette cisailée doit être importante par rapport à la hauteur de façon à minimiser le couple parasite induit par les efforts de cisaillement. L'essai de cisaillement est adapté à la forme particulière des tôles (produits plats) et permet d'obtenir des données matériau valides en grandes déformations, sans être limité par une instabilité plastique. Il est bien établi en effet que l'essai de traction, classiquement utilisé dans la caractérisation des tôles, est limité par l'apparition de la striction diffuse qui se manifeste pour une déformation de l'ordre de l'exposant d'écroutissage .

En raison des grandes déformations et des grandes rotations que subit le matériau au cours du cisaillement, cet essai a fait l'objet de nombreuses études dont les finalités couvrent un large spectre d'objectifs: l'identification des courbes d'écroutissage en grandes déformations, ou bien l'évaluation de l'effet du cisaillement sur l'évolution de l'anisotropie initiale et induite (Rauch, 1998).

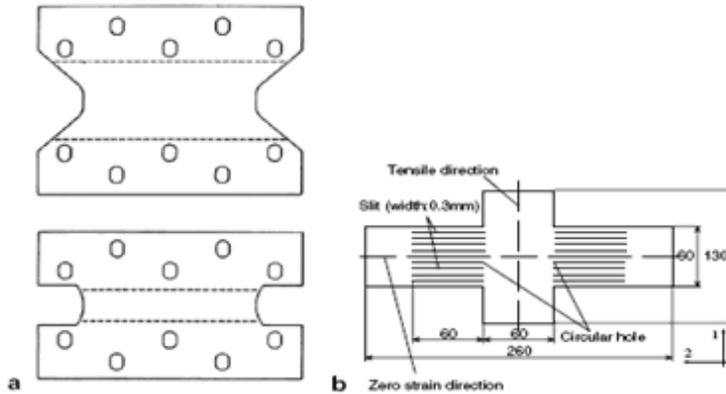


Figure 1.8. Schéma des éprouvettes de traction large utilisées par (a) Wagoner (1981) and (b) Kuwabara et Ikeda (2002).

Essais de gonflement hydraulique ou essai Jovignot

L'essai de gonflement hydraulique ou essai Jovignot (figure 1.9) est un essai de caractérisation dont l'exploitation peut être double : d'une part il offre la possibilité d'identifier une courbe d'érouissage qui couvre une plage importante de déformations, et d'autre part, il peut servir à déterminer le point limite de formage en déformation biaxiale. La méthode consiste à déformer des flans sous l'action d'une pression hydraulique ou une pression d'air, en utilisant des matrices circulaires ou elliptiques, et un blocage par un serre-flan, afin d'empêcher tout glissement du flan entre matrice et serre-flan. Un avantage de cet essai est l'absence d'outil en contact avec le flan déformé, et donc de frottement entre l'outil et la pièce.

La détermination de la loi d'érouissage nécessite une mesure des déformations au sommet du flan, en même temps qu'une mesure de la courbure. Cette mesure, associée à la connaissance de la pression, permet de déterminer les contraintes. La réalisation de l'essai fait appel à une installation spécifique relativement simple, ne nécessitant pas de presse.

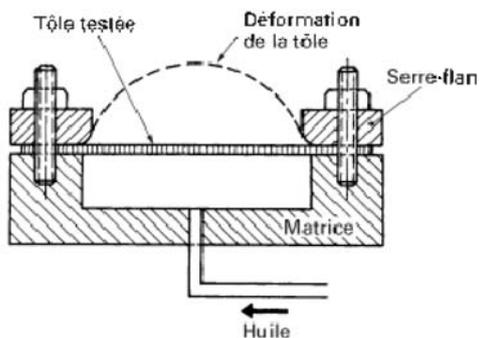


Figure 1.9.a. Essai Jovignot – Principe de l'appareillage de gonflement par pression d'huile (Francois 2002)

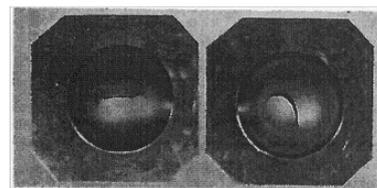


Figure 1.9.b. Essai Jovignot - Photos de flans après gonflement (Francois 2002)

1.3.2. Principaux essais d'emboutissage

Contrairement aux essais précédents qui ont pour but de contribuer à l'identification des lois de comportement plastique, les essais d'emboutissage classiquement utilisés dans les laboratoires de

recherche industriels n'ont pas pour objet une identification directe du comportement, mais ils fournissent des grandeurs caractérisant l'emboutissabilité des tôles métalliques. Nous citerons l'essai de poinçonnement hémisphérique ou essai Nakazima (figure 1.10), qui consiste à emboutir un flan bloqué sur son contour à l'aide d'un poinçon hémisphérique, et l'essai d'emboutissage profond d'une coupelle ou d'un godet (figure 1.11). Les domaines de déformation associés à ces essais sont, respectivement, l'expansion et le rétreint.

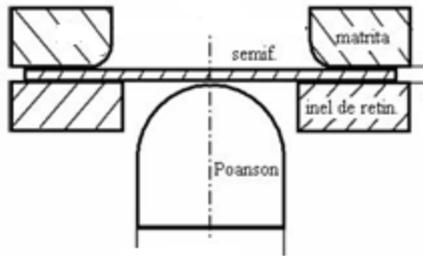


Figure 1.10

Schéma de l'essai Nakazima
Flan bloqué

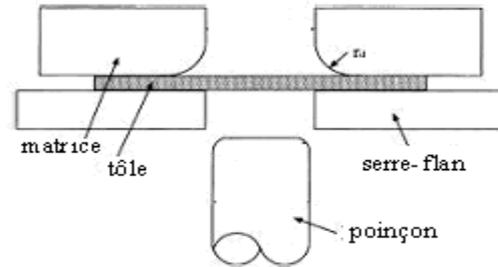


Figure 1.11

Schéma de l'essai d'emboutissage profond
Flan libre de s'écouler radialement

Les grandeurs caractérisant l'emboutissabilité de la tôle sont, respectivement :

- dans l'essai Nakazima : la hauteur limite d'emboutissage (limiting dome height) définie par la valeur limite à striction du rapport de la hauteur au pôle sur le rayon du flan,
- dans l'essai d'emboutissage profond: le rapport limite d'emboutissage (limiting drawing ratio), défini par la valeur limite à striction du rapport du rayon initial du flan sur le rayon de poinçon.

L'essai d'emboutissage profond d'un godet permet en outre de caractériser et d'analyser la formation des cornes d'emboutissage, résultant de l'anisotropie transverse du matériau.

1.3.3. Essais de traction biaxiale

Ces essais ont pour but d'élargir les capacités d'identification du comportement plastique sous sollicitation biaxiale. Ils nécessitent de disposer d'une machine ou d'un dispositif appliquant un système de déplacements orthogonaux sur une éprouvette en forme de croix. Dans le cas où l'on recherche une identification directe du comportement biaxial, la conception de la géométrie de l'éprouvette doit être faite de sorte que le champ de déformation soit aussi uniforme que possible sur une large zone centrale de l'éprouvette.

Les dispositifs de traction biaxiale

Il existe un grand nombre de machines pour réaliser des essais de traction biaxiale, dont les avantages et les inconvénients sont liés à chaque type de réalisation. Le dispositif le plus simple dans

son concept est un dispositif à 4 vérins ou actionneurs, tel que celui développé à l'Université de Bruxelles (Lecompte et al., 2007, figure 1.12). Dans ce dispositif le système de chargement est hydraulique, avec une capacité de 100 kN. Le champ de déformation de l'éprouvette est déterminé par corrélation d'images numériques (voir § 1.4.4). La figure 1.13 montre le dispositif utilisé à l'Université de Tokyo (Kuwabara et al, 1998). Un système de type pantographe reliant les mors opposés est associé au dispositif, de sorte que les actionneurs ont des déplacements opposés deux à deux. Le suivi de la déformation se fait par mesure optique.

Le système développé par l'IFW Darmstadt et la société INSTRON (Scholz et al., 2000) se compose d'un support de grande rigidité et intègre quatre actionneurs servohydrauliques avec une force maximale de 250 kN (figure 1.14). Le dispositif proposé par Bhatnagar et al. (2007) combine l'utilisation d'une machine classique de traction pour une direction de chargement et de vérins hydrauliques pour l'autre direction (figure 1.15). Welsh et al. (2006) ont utilisé un dispositif électromécanique triaxial pour étudier le comportement de matériaux composites (figure 1.16).



Figure 1.12. Dispositif d'essais biaxiaux
Lecompte et al., 2007

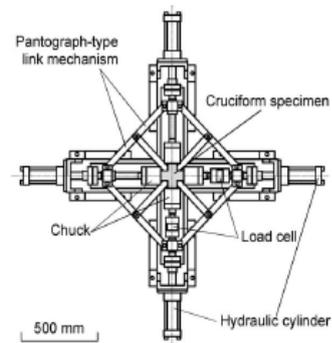


Figure 1.13. Dispositif d'essais biaxiaux
Kuwabara et al., 1998



Figure 1.14. Système de traction biaxiale, Scholz et al., 2000



Figure 1.15. Montage pour essais biaxiaux Bhatnagar et al., 2007.



Figure 1.16. Dispositif triaxial Welsh et al., 2006.

Le principal inconvénient des dispositifs précédents est la nécessité de concevoir une machine spécifique, et donc leur coût élevé, incluant les vérins hydrauliques et la réalisation d'importants ensembles mécaniques. On peut citer deux dispositifs cinématiques simples, qui permettent de transformer un déplacement dans une seule direction en un système de deux déplacements orthogonaux. Makinde et Ferron (1988) ont conçu un dispositif permettant, à l'aide d'un système de biellettes, de convertir le déplacement vertical obtenu en compression avec une machine d'essais conventionnelle en déplacements horizontaux dans deux directions perpendiculaires, conduisant à un allongement biaxial de l'éprouvette (figure 1.17). Un autre dispositif développé à l'Institut Fraunhofer en Allemagne assure également la transformation d'un mouvement vertical en mouvements horizontaux dans deux directions perpendiculaires (figure 1.18).

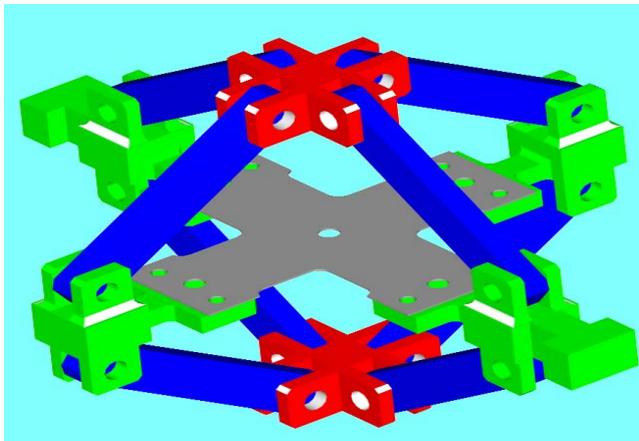


Figure 1.17. Dispositif de traction biaxiale, Makinde, 1986



Figure 1.18. Dispositif de traction biaxiale, Institut Fraunhofer

Les éprouvettes de traction biaxiale

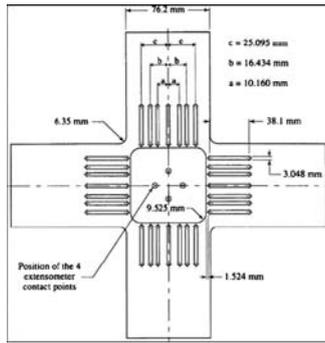
L'un des aspects les plus délicats de l'essai biaxial avec une éprouvette en croix est la conception de l'éprouvette, qui pose des problèmes difficiles à résoudre. Dans le cas de la recherche d'une identification directe du comportement, il est difficile de créer un champ de déformations homogènes dans la partie utile de l'éprouvette à cause de la rigidité des bras de liaison vers les mors de l'éprouvette. Il n'existe pas de modèle de géométrie standard, et il est difficile de comparer les résultats

des tests de différents laboratoires. La figure 1.19 montre un certain nombre de réalisations de la littérature.

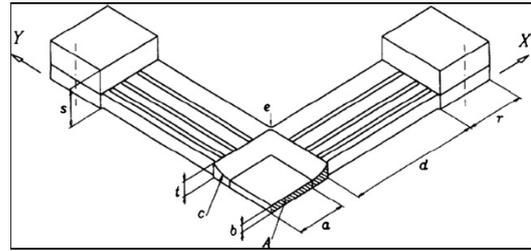
Afin d'obtenir de grandes déformations biaxiales homogènes dans la partie centrale, Ferron et Makinde (1988) ont conçu une éprouvette contenant une série de fentes dans les têtes, et une zone centrale amincie. Des recommandations importantes de cette étude étaient les suivantes:

- les fentes assurent la déformabilité transversale des têtes nécessaire à la déformation de la partie centrale,
- l'amincissement dans la partie centrale permet de localiser essentiellement la déformation dans cette zone.

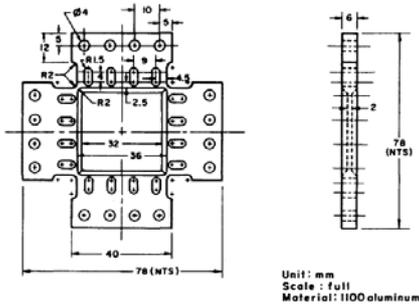
Ces prescriptions se retrouvent pour les éprouvettes conçues par Demmerle et Boehler (1993), Lin et Ding (1995), Lagoda et al. (1999), Welsh et Adam (2002).



Makinde et Ferron, 1988

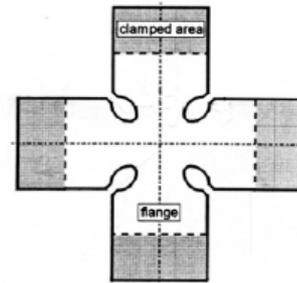


Demmerle et Boehler, 1993

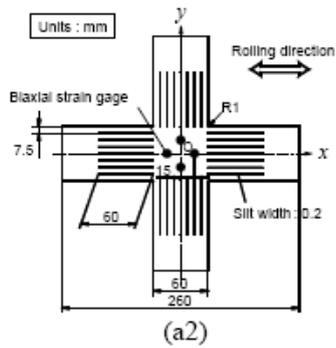


Lin et Ding, 1995

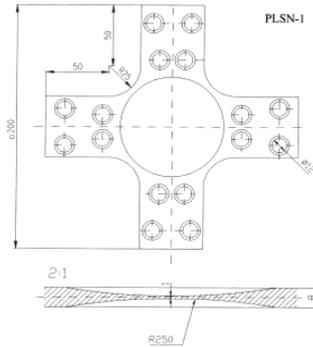
Unit: mm
Scale: full
Material: 1100 aluminum



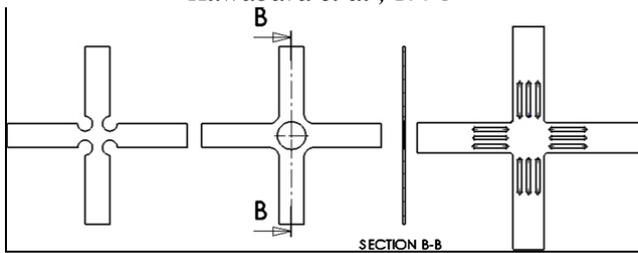
Muller et Pohlandt, 1996



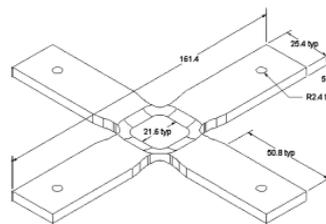
Kuwabara et al., 1998



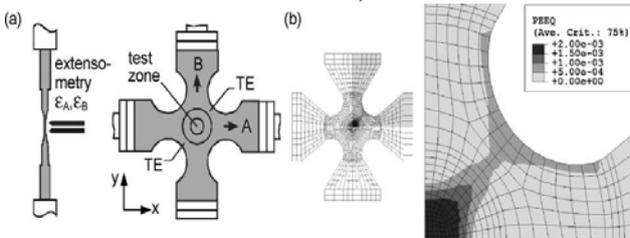
Lagoda et al., 1999



Ohtake et al., 1999



Welsh et Adams, 2002



Samir et al., 2006

Figure 1.19. Différentes éprouvettes de traction biaxiale de la littérature.

1.3.4. Exemples de résultats

Kuwabara et al. (1998) ont utilisé un dispositif de traction biaxiale (figure 1.13) pour solliciter une éprouvette cruciforme (figure 1.19) et identifier les surfaces à travail plastique donné (Constant Work Contours, CWCs) à partir de différents trajets de chargement linéaires. Le rapport des forces dans les deux directions de chargement est maintenu constant dans chaque essai, et les déformations dans la partie centrale sont mesurées à l'aide de jauges de déformation biaxiales. Les résultats pour différents niveaux de travail plastique et différents matériaux sont montrés sur la figure 1.20. On observe une bonne description des CWCs avec le critère bi-quadratique de Gotoh (1977). On note toutefois qu'avec ce type d'essais les niveaux de déformation plastique atteints n'excèdent pas 0,04.

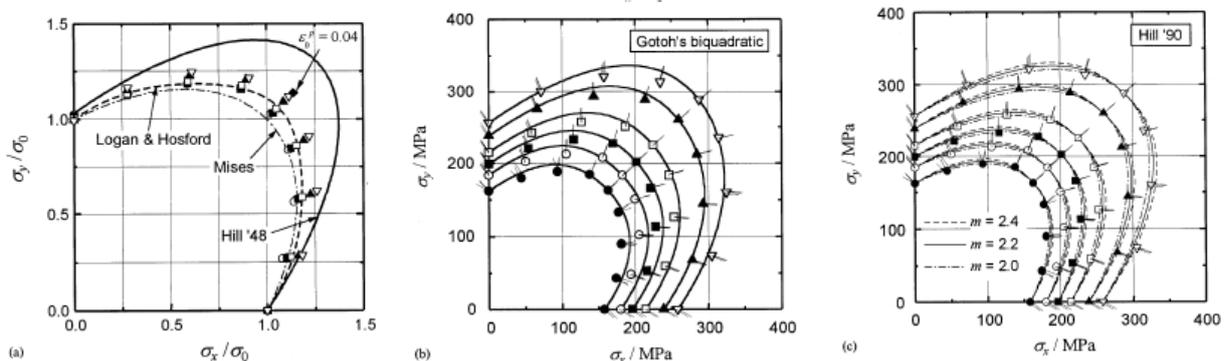


Figure 1.20. CWCs obtenus par Kuwabara et al. (1998) pour un acier à bas carbone. Comparaison des points expérimentaux avec différents critères.

Des résultats utilisant les mêmes types d'éprouvettes et de dispositif de chargement ont été obtenus par Banabic et al. (2003). La figure 1.21 montre les formes différentes de CWCs obtenus pour un alliage d'aluminium et pour un acier calmé à l'aluminium.

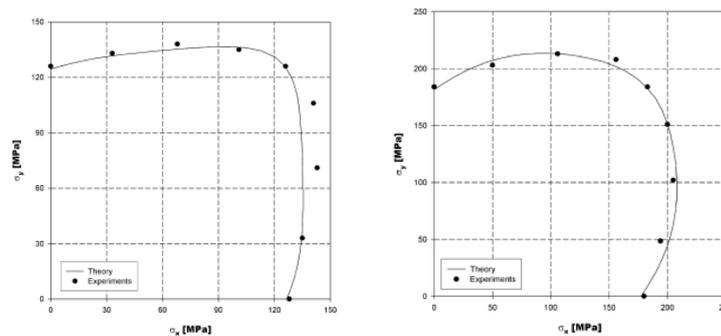


Figure 1.21. CWCs obtenus par Banabic et al. (2003) pour un alliage d'aluminium et pour un acier calmé à l'aluminium.

Green et al. (2004) ont effectué le même type d'analyse en utilisant un dispositif de chargement à 4 vérins et des éprouvettes du type de celle de Makinde et Ferron (1988), voir figure 1.19.

Muller et Pohlandt (1996) ont utilisé des mesures de température par thermographie infra rouge sur des éprouvettes en croix (voir figure 1.19). Après une légère diminution de température en raison de

l'effet thermoélastique, le début de la déformation plastique est détecté par une dissipation de chaleur (Muller et Pohlandt, 1996). Cette technique leur a permis de déterminer la surface de limite élastique pour différents métaux.

1.4. METHODES D'IDENTIFICATION PARAMETRIQUE DU COMPORTEMENT PLASTIQUE DES TOLES

1.4.1. Généralités sur l'identification paramétrique

Les essais classiques décrits au § 1.3.1 et certains essais biaxiaux (§ 1.3.4) permettent d'identifier des CWCs. L'extension des méthodes d'identification du comportement à des essais non homogènes se révèle toutefois particulièrement intéressante. L'identification paramétrique à partir de tels essais devient possible grâce au développement des méthodes inverses, par le développement de la puissance de calcul dans les simulations numériques par éléments finis, et aussi le développement des mesures de champs cinématiques. L'étude et la résolution de problèmes inverses sont particulièrement intéressantes dans le domaine de la simulation des procédés de mise à forme des matériaux par éléments finis.

On appelle problème direct, le problème classique qui consiste à simuler un processus en se donnant toutes les données d'entrée. D'une manière générale, on appelle problème inverse tout problème consistant à déduire certaines données du problème de base (problème direct) en se fixant comme donnée supplémentaire un des résultats du problème direct (figure 1.22) (Pannier, 2006).

	Problème direct		Problème inverse	
	Connu	inconnu	Connu	inconnu
Loi de comportement	*			*
Conditions aux limites	*		*	
Grandeurs cinématiques		*	*	

Figure 1.22. Données et inconnues dans un problème direct et un problème inverse (Pannier, 2006).

Le succès d'une simulation numérique dépend, en grande partie, de l'exactitude des données d'entrée, c'est-à-dire la géométrie, les conditions aux limites, la répartition de la charge, les propriétés matérielles. Dans le cas du formage des tôles métalliques, une bonne connaissance des propriétés des matériaux est très importante pour effectuer une simulation précise.

Le problème inverse envisagé, appelé aussi identification paramétrique, consiste à trouver les paramètres de comportement du matériau. L'idée de base est de réaliser des essais mettant en évidence le comportement du matériau étudié, puis de simuler l'essai et de comparer les résultats obtenus. Les paramètres du modèle de comportement choisi sont alors optimisés afin de minimiser l'écart entre les résultats d'essai et de simulation.

Pour préciser la place de l'identification paramétrique dans le cadre de la modélisation du comportement non-linéaire des matériaux, on peut distinguer plusieurs étapes de ce processus (Nistor, 2005) :

1. plusieurs expériences sont envisagées pour mettre en évidence le comportement du matériau ; le choix de l'expérience réalisée, ainsi que les grandeurs qui y seront mesurées, sont très importants et influencent significativement les résultats obtenus,
2. un modèle mathématique, basé sur les connaissances physiques des phénomènes mis en jeu, doit être proposé pour simuler l'expérience physique,
3. les valeurs numériques des différents paramètres matériels présents dans le modèle mathématique choisi sont déterminées, de manière à obtenir une bonne concordance entre les résultats expérimentaux et ceux de la simulation; cette étape constitue la résolution du problème d'identification paramétrique introduit ci-dessus,
4. le modèle obtenu doit être testé et validé ; une validation systématique du modèle par comparaison des résultats obtenus lors d'autres expériences similaires est indispensable afin de cerner le domaine de validité.

1.4.2. Essais analysés par identification inverse du comportement

Les méthodes inverses ont été utilisées d'abord pour identifier les comportements élastiques de matériaux. Les travaux de Maniatty et al. (1989) Schnur et. Zabaraz (1992) utilisant le problème inverse pour identifier le comportement élastique de matériaux composites à partir d'essais de traction et de cisaillement. Geymonat et Hild (2002) ont identifié le module d'Young et le coefficient de Poisson à partir d'un essai de traction en exploitant la mesure du champ du déplacement.

De nombreux travaux ont également été menés afin de proposer des méthodes efficaces pour caractériser le comportement élasto-plastique des métaux (Pannier, 2006). Plusieurs auteurs ont d'abord proposé d'étendre le domaine de validité des essais standards. Leur approche est basée sur le recalage d'une réponse mesurée et d'une réponse issue d'une simulation par éléments finis. Gelin et al. (1994), Szeliga et al. (2002) ont utilisé pour identifier les paramètres de modèles viscoplastique des essais de compression uniaxiale avec une déformation importante. Pour identifier ces paramètres de modèles viscoplastiques, ils ont minimisé l'écart quadratique entre le résultat des simulations et les courbes force-déplacement mesurées. Cailletaud et Pilvin (1993) proposent pour identifier le comportement viscoplastique de l'aluminium lors de la mise en forme à chaud, le logiciel d'optimisation de paramètres par méthode inverse Sidolo. Gavrus et al. (1996) proposent pour identifier les paramètres de modèles thermo-viscoplastiques en grandes déformations un essai de torsion sur éprouvettes pleines. Et pour permettre de prendre en compte la localisation des déformations sur l'éprouvette ils utilisent la modélisation éléments finis de l'essai. Yoshida et al. (1998) ont effectué un essai de flexion cyclique pour l'identification d'une loi élasto-plastique, sur 3 tôles minces. Ils ont déterminé 8 paramètres qui décrivent l'écrouissage cyclique en minimisant l'écart entre courbes issues de la simulation et courbes expérimentales.

Certains auteurs (Ghouati et Gelin, 2001; Ghouati et Gelin, 1997; Ghouati et Gelin, 1998; Kajberg et Lindkvist, 2004; Endelt et Nielsen, 2005) ont proposé d'identifier les paramètres constitutifs d'essais plus complexes. Ces essais complexes peuvent être obtenus par l'application de conditions de chargement complexes ou de géométries complexes, ou par une combinaison des deux (Pannier, 2006). Cette procédure permet l'identification simultanée de plusieurs paramètres du matériau. Les paramètres sont beaucoup plus proches de ceux qui se produisent dans la réalité.

Ces dernières années, toutefois, nous avons assisté à un développement important dans le domaine des techniques de mesure de champs. Une de ces techniques est la corrélation d'images numériques. La corrélation d'images permet, en principe, de mesurer les champs de déplacements et de déformations complexes (hétérogènes), avec une relative facilité (Chen et al., 1993; Synnergren et Sjoedahl, 1999). Avec la corrélation d'images combinée avec des simulations par éléments finis, il est possible, dans une méthode inverse, de caractériser la déformation élasto-plastique sous conditions de chargement complexes avec beaucoup plus de précision (Kajberg et Lindkvist, 2004). Ces méthodes inverses offrent un outil puissant pour identifier tous les types de paramètres inconnus dans un modèle numérique (Kajberg et Lindkvist, 2004).

Une alternative aux essais homogènes consiste donc à réaliser des essais mécaniques conduisant à des états de déformation non uniformes, avec l'idée d'identifier plusieurs paramètres à partir d'un seul essai. Une des premières applications est d'utiliser des essais de flexion pour identifier le comportement en traction et compression (Brunet et al., 2001; Zhao et Lee, 2004). En se limitant à des caractérisations effectuées sur des tôles, on citera également les travaux de Mahnken et Stein (1996). Un essai de traction est réalisé sur une éprouvette plane entaillée d'acier (figure 1.23). Les champs de déplacement sont analysés par corrélation d'image. Les paramètres d'écroutissage et la limite élastique sont ensuite identifiés pour deux lois de comportement élastoplastique isotrope en minimisant l'écart entre les déplacements mesurés et les déplacements simulés (Mahnken et Stein, 1996).

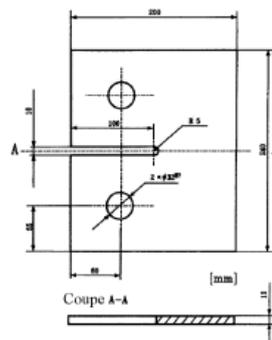


Figure 1.23. Géométrie de l'éprouvette utilisée par Mahnken et Stein (1996) pour identifier une loi d'écroutissage.

Meuwissen et al. (1998) présentent une méthode d'identification de plusieurs modèles de plasticité de matériaux métalliques à partir d'un essai plan hétérogène. Pour cette identification 3 essais sont utilisés: un essai de traction sur éprouvette plane entaillée pour identifier les paramètres des critères de plasticité isotrope et orthotrope, un essai de traction plane sur éprouvette trouée pour identifier les paramètres d'une loi d'écroutissage isotrope ; enfin, un essai de cisaillement cyclique sur une éprouvette

plane bi-entaillée pour identifier les paramètres d'une loi d'érouissage cinématique (figure 1.24). L'utilisation de ce type d'éprouvette, permet par ailleurs de se rapprocher de situations concrètes, en mettant en place des dispositifs expérimentaux appliquant des sollicitations mécaniques correspondant à des problématiques industrielles données (Meuwissen et al. 1998)

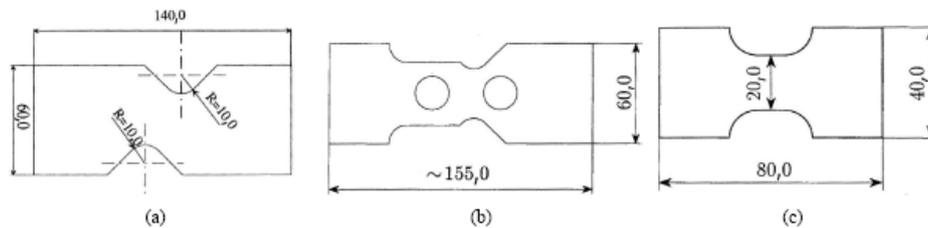


Figure 1.24. Éprouvettes planes de traction bi-entaillée (a), trouée (b) et de cisaillement (c) utilisées par Meuwissen et al. (1998).

Mahnken (2000) utilise pour identifier les paramètres de matériau un essai de traction sur une éprouvette bi-entaillée. Les champs de déplacement sont mesurés avec une technique de grille. Pour trouver les 6 paramètres du matériau, Mahnken a utilisé une fonction coût en minimisant l'écart entre les efforts mesurés et simulés et les champs de déplacement mesurés et simulés. Kajberg et al. (2004) ont identifié les paramètres d'un modèle élasto-viscoplastique à partir de la réponse force-allongement d'une éprouvette entaillée sollicitée à des vitesses de déformation importantes. Les paramètres du modèle ont été identifiés en minimisant l'écart entre l'effort mesuré et l'effort calculé. Khalfallah et al. (2002) proposent un essai de traction plane et plusieurs essais de traction uniaxiaux sur éprouvettes hors axes pour identifier les paramètres de lois élasto-plastiques pour des matériaux anisotropes. Le comportement de 3 tôles d'aciers différentes a été identifié avec une méthode de type simplex. Les paramètres identifiés ont permis de prévoir l'anisotropie et les courbes d'érouissage (Khalfallah et al., 2002). Belhabib et al. (2008) ont utilisé des éprouvettes de traction de différentes formes pour identifier les paramètres matériau en ajustant les champs de déformation simulés avec ceux obtenus par analyse d'images.

Au niveau de la modélisation, on notera les travaux de Rabahallah et al. (2008), qui identifient les potentiels plastiques de différents matériaux en utilisant différents modèles de la littérature et en minimisant l'écart avec les potentiels plastiques calculés avec les modèles de Taylor (1938) Bishop et Hill (1951) et les données relatives à la texture.

1.4.3. Méthodes d'identification inverse

Un problème inverse consiste à chercher les entrées du modèle telles que la solution satisfasse au mieux un critère donné : écart entre les observations, minimisation d'énergie. Pour résoudre ce problème d'identification, on définit une fonction objective (fonction coût) représentant par exemple l'écart entre simulation et expérience. La solution est un ensemble de paramètres pour lesquelles la fonction coût présente une valeur minimale.

Il existe de nombreuses méthodes d'identification. Pour la plupart, les paramètres à identifier sont déterminés par itération en minimisant la fonction coût. Plusieurs méthodes existent pour permettre la minimisation de l'écart entre simulation expérience (Fletcher et Powell, 1963 ; Gill, 1981 ; Bates, 1988) dont par exemple :

- *méthode avec critère de recherche linéaire* (Simplex), ou statistique (Monté- Carlo)
- *méthode de type gradient* : descente, Gauss-Newton ou Levenberg-Marquardt...

Méthode de type gradient

Cette méthode d'identification de matériaux élasto-plastique est très efficace car , sa complexité algorithmique étant linéaire par rapport au nombre de paramètres à identifier, elle nécessite en général peu d'itérations (en comparaison avec les méthodes statistiques).

Les méthodes de type Newton sont fréquemment utilisées. Elles présentent l'avantage d'être d'ordre 2 par rapport aux méthodes de type gradient, mais nécessitent le calcul des dérivées secondes de la fonctionnelle par rapport aux paramètres. Ce calcul n'étant pas toujours simple, des techniques algorithmiques utilisant des Hessiens approchés ont été proposées: méthodes de type quasi-Newton, algorithme de type Marquardt ou méthodes de type Gauss-Newton. (Fletcher, 1980 ; Gill 1981).

Principe de la méthode d'identification utilisé dans notre étude

Une des méthodes inverses les plus naturelles permettant d'identifier des propriétés matérielles est la méthode du recalage par éléments finis introduite en mécanique des matériaux par Hendriks (1991). Elle consiste à modéliser la situation expérimentale pour laquelle on souhaite identifier des propriétés matérielles par un calcul direct de type éléments finis. Huang et al.(2004) identifie des paramètres d'un modèle orthotrope par un recalage par élément finis .

Dans notre étude nous avons utilise la méthode la plus simple : les surfaces de réponse. La RSM (reponse surface method) introduite par Box et Wilson (1951), est un ensemble de techniques mathématiques et statistiques. L'idée principale de RSM est d'utiliser un ensemble d'expériences avec des jeux de paramètres particuliers pour déterminer « une réponse optimale » en simulation i.e. « un jeu de paramètres optimaux ».

Dans notre problème d'identification, les données sont issues des essais mécaniques (les coefficients d'anisotropie, les contraintes, les déformations ...). Le nombre et le type d'essais mécaniques (traction uniaxiale, traction biaxiale) utilisés dépendent souvent du nombre de paramètres matériau à identifier.

1.4.4. Méthodes de mesure de champs

Lorsque les techniques de mesures de champs ont commencé à se répandre, les réponses mesurées se sont étendues aux champs de déplacements sur une partie de l'éprouvette. La richesse de ces informations a nécessité en parallèle l'élaboration de procédures efficaces de minimisation pour résoudre le problème inverse posé (Latourte, 2007).

L'emploi d'une technique de mesure de champs doit permettre une meilleure prise en compte du comportement et réduire les erreurs. L'utilisation de mesures optiques de champs cinématiques permet en outre d'envisager des essais complexes. Ces mesures permettent d'identifier plusieurs paramètres d'une loi de comportement au cours d'un essai unique, à condition que le champ mesuré soit suffisamment complexe pour activer simultanément les différents paramètres de la loi de comportement que l'on cherche à identifier (Latourte, 2007).

De nombreuses techniques de mesures de champs existent (Kobayashi, 1993; Surrel 2005): interférométrie de speckle, corrélation de mouchetis, moiré géométrique ou interférométrie, méthodes de grilles, etc. Le caractère non destructif et sans contact des méthodes optiques permet en outre la mesure de données cinématiques difficilement accessibles autrement (éprouvette de petites tailles...) (Surrel, 2005).

En dehors des méthodes avec contact qui utilisent des jauges ou des extensomètres, on citera :

* **Les mesures par interférométrie**, qui reposent sur l'étude de franges d'interférences.

Ces franges (figure 1.25) permettent de mesurer la différence de phase entre les ondes lumineuses relatives à un état initial et à un état déformé (Kang et al., 1987); (Yang et al 1995). Ces ondes lumineuses sont issues la plupart du temps d'une source de lumière cohérente de type laser (Kang et al., 1987). Ces techniques permettent de mesurer les déplacements dans le plan ou hors plan, mais elles permettent également de mesurer les déformations par une dérivation optique appelée « shearographie » (Yang et al., 1995). Cette méthode a aussi été appliquée par Kang et al. (1987) et Lee et al. (2006).

* **L'interférométrie de speckle**, ou granularité laser, exploite les propriétés de diffusion lumineuse d'une surface rugueuse (Smigielski, 2001). Lorsqu'on éclaire une surface par une source laser on observe une figure de diffraction d'aspect granulaire appelée speckle (ou tavelure), qui est reliée à la rugosité de la surface (figure 1.26) (Smigielski, 2001).

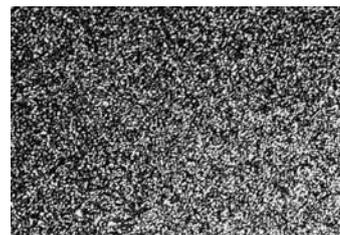
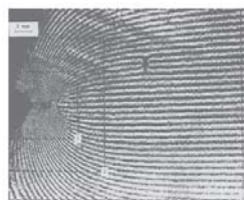
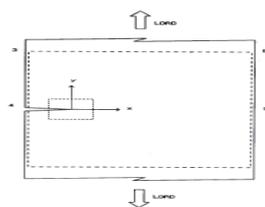


Figure 1.25. Les mesures par interférométrie.
Franges d'interférences du déplacement u ,
d'après Kang et al. (1987).

Figure 1.26. L'interférométrie de speckle,
Smigielski (2001).

* **Les mesures cinématiques non interférométriques** reposent principalement sur le suivi de marqueurs de surface (Latourte, 2007):

- la méthode des grilles où le motif qui sert au codage peut être périodique,

- la technique de mesure par corrélation d'image où le motif est aléatoire. Un éclairage laser peut également être utilisé, dans ce cas le motif de speckle dépend de la rugosité de la surface.

La méthode de grille a été utilisée pour des mesures à une échelle macroscopique, ou à une échelle plus fine pour l'étude des déformations à l'échelle des grains d'un polycristal métallique (Liu & Fischer, 1997; Soppa et al., 2001; Héripré et al., 2007).

Les algorithmes de corrélation d'images numériques sont basés sur une comparaison entre les enregistrements obtenus pour une configuration déformée et une configuration de référence, et permettent de mesurer les déplacements de la surface de l'échantillon (Latourte, 2007) ;(Sebastian. (Touchal-Mguil ,1997) ;(Benedict,2003); (Serri, 2006); (Iordache,207).

Les méthodes mesurent les déplacements dans le plan de la surface, mais il existe également des dispositifs qui, par l'utilisation de deux caméras, mesurent un déplacement tridimensionnel de la surface observée (Luo et al., 1993). A partir de ces informations, il devient alors possible de caractériser de façon plus fine et précise le comportement des matériaux.

* **Enfin, la mesure de champs cinématiques par tomographie** est une technique permettant d'obtenir une image tridimensionnelle du volume d'un objet à l'aide de rayons X. Cette méthode permet alors, dans certaines conditions, de réaliser des mesures cinématiques à l'intérieur d'un volume complet, pour des matériaux présentant des variabilités d'absorption (Latourte, 2007). Nielsen et al. (2003) ont obtenu des champs de déplacement et des gradients de déplacements plastiques pour un essai de compression sur une éprouvette spécialement préparée pour être mesurable par tomographie par absorption. L'éprouvette, réalisée à partir de poudres métalliques, est constituée principalement d'aluminium et contient des particules de tungstène possédant une absorption des rayons X beaucoup plus importante (Nielsen et al., 2003)..

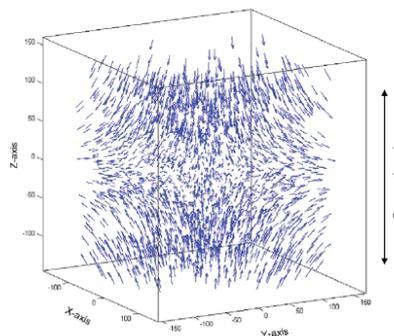


Figure 1.26. Champ de déplacement tridimensionnel obtenu pour la compression d'une éprouvette d'aluminium contenant des particules de tungstène (Nielsen et al., 2003).

En conclusion, ces différentes techniques possèdent de nombreux avantages :

- elles permettent une observation à l'échelle du centimètre ou plus, à l'échelle du millimètre ou de la fraction de millimètre,

- ce sont des méthodes sans contact,
- ces mesures peuvent traiter une classe plus vaste de situations expérimentales, elles peuvent être utilisées lors d'essais traditionnels comme l'essai de traction simple, ou des essais complexes,
- ces mesures fournissent beaucoup d'informations sur l'essai.

1.5. CONCLUSION

La modélisation du comportement plastique des tôles métalliques fait appel à différents éléments qui sont, successivement : la définition d'une surface de limite élastique initiale, le type d'érouissage subi lors d'un chargement plastique et la cinématique de la déformation plastique associée. Nous avons particulièrement insisté dans cette étude bibliographique sur la description de l'anisotropie initiale qui constitue une priorité pour des applications concernant le comportement lors d'une opération d'emboutissage.

En pratique, les surfaces à travail plastique donné (Constant Work Contours, CWCs) constituent une description utile dans les applications en emboutissage. Ce sont ces surfaces qui sont classiquement identifiées en comparant les résultats obtenus pour différents trajets de chargement proportionnels. On note généralement dans la littérature que l'érouissage sous différents trajets proportionnels est assez peu sensible au trajet, ce qui indique une faible évolution de la forme des CWCs avec le niveau de travail plastique, et une faible anisotropie d'érouissage, tant que des changements abrupts de trajets de chargement ne sont pas considérés.

Nous avons par ailleurs exploré les méthodes d'identification paramétrique qui peuvent actuellement être mises en œuvre, à l'aide du développement des techniques de mesure de champs cinématiques et des capacités de calcul sur ordinateur. Ces méthodes, d'abord développées pour l'identification de comportements linéaires (en particulier, l'élasticité des matériaux composites) commencent depuis une dizaine d'années à être utilisées pour identifier le comportement plastique des métaux. Lorsque ces méthodes sont appliquées sur des géométries complexes, conduisant à une variété de trajets de chargement au cours d'un même essai, elles peuvent permettre une identification des paramètres de la fonction de charge qui caractérisent l'anisotropie plastique.

CHAPITRE II

MOYENS EXPERIMENTAUX ET NUMERIQUES MIS EN OEUVRE

2.1. INTRODUCTION

2.2. DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX

2.2.1. Machine de traction-compression

2.2.2. Essais de traction uniaxiale

2.2.3. Dispositif de traction biaxiale

2.2.4. Essais de traction biaxiale

2.2.5. Dispositif d'emboutissage profond

2.3. DETERMINATION DES DEFORMATIONS PAR CORRELATION D'IMAGES

2.3.1. Principe de la méthode

2.3.2. Mise en oeuvre de la méthode

2.3.3. Examen des sources d'erreur liées à la technique de corrélation d'images

2.4. SIMULATIONS NUMERIQUES

2.4.1. Méthode d'intégration des lois de comportement élastoplastique

2.4.2. Choix d'un modèle de plasticité

2.4.3. Sensibilité paramétrique du modèle FMM

2.4.4. Mise en oeuvre des simulations numériques

2.5. CONCLUSION

2.1. INTRODUCTION

Ce chapitre décrit l'ensemble des équipements, moyens expérimentaux et outils numériques qui ont été utilisés et mis en œuvre dans cette étude. La machine de traction-compression est l'équipement de base utilisé pour les essais classiques de traction uniaxiale, mais aussi pour les essais de traction biaxiale hétérogènes, qui font appel à un dispositif spécifique disponible au LPMM. Tous ces essais ont fait l'objet d'une analyse des champs de déformation superficielle par une méthode de corrélation d'images numériques mise au point et commercialisée par le LaMCOS (Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures) et distribuée par la société TECHLAB. Des essais d'emboutissage profond de godets ont d'autre part été réalisés sur un équipement disponible à l'Université de Pitesti. Ils seront utilisés au chapitre 5 pour la validation de l'identification des paramètres du comportement plastique réalisée au chapitre 4 à partir des résultats des essais de traction uniaxiale et biaxiale.

Les simulations numériques, effectuées à l'aide du code de calcul par éléments finis Abaqus/Explicit, ont été mises en œuvre à tous les stades de cette étude : tout d'abord, pour mettre au point les éprouvettes de traction biaxiale, avec le double objectif de couvrir tout le domaine compris entre la traction uniaxiale et la traction équibiaxiale, et d'obtenir sur ces éprouvettes une sensibilité aussi grande que possible aux caractéristiques d'anisotropie plastique du matériau ; ensuite, pour procéder à l'identification des paramètres d'anisotropie par minimisation de l'écart entre les résultats de simulations numériques et les résultats expérimentaux ; enfin, pour réaliser des simulations de validation en faisant appel à des essais non utilisés pour l'identification paramétrique. Le souci de disposer d'un modèle présentant un nombre de paramètres d'anisotropie en adéquation avec les données expérimentales servant à l'identification nous a conduits à adopter le modèle proposé par Ferron et al. (1994). Une analyse de l'influence des paramètres du modèle sur les surfaces de charge obtenues est effectuée pour guider la stratégie d'identification paramétrique. Le choix de la dimension du maillage éléments finis est également discuté, en relation avec le choix de la taille du motif utilisé pour le calcul des déformations par la méthode de corrélation d'images.

2.2. DISPOSITIFS EXPERIMENTAUX

2.2.1. Machine de traction-compression

Les campagnes d'essais de traction uniaxiale et de traction biaxiale ont été réalisées sur une machine de traction-compression ZWICK d'une capacité de 100 kN qui gère simultanément l'acquisition : du temps (s), de la force appliquée (N), du déplacement de la traverse (mm) et de l'allongement mesuré par l'extensomètre (mm). La figure 2.1 montre la machine utilisée.

2.2.2. Essais de traction uniaxiale

Les équipements utilisés pour la réalisation des essais de traction uniaxiale sont : la machine de traction-compression commandée par ordinateur et le dispositif d'acquisition d'images, incluant une caméra numérique, l'ordinateur pour acquisition - traitement des données et le matériel nécessaire pour déposer le mouchetis sur l'éprouvette (voir paragraphe 2.3). Les essais ont été filmés à l'aide de la caméra positionnée face à l'éprouvette, afin en particulier de déterminer le coefficient de Lankford.

La figure 2.2 schématise l'ensemble des éléments qui interviennent dans la réalisation des essais de traction uniaxiale.

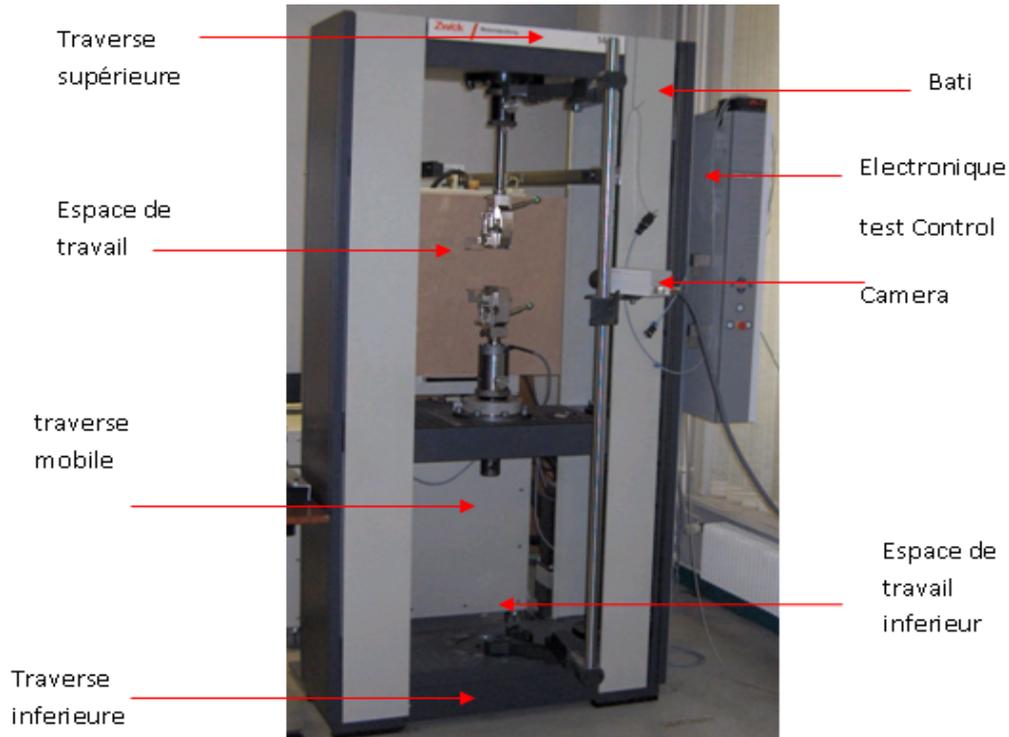


Figure 2.1. Photo de la machine de traction ZWICK.

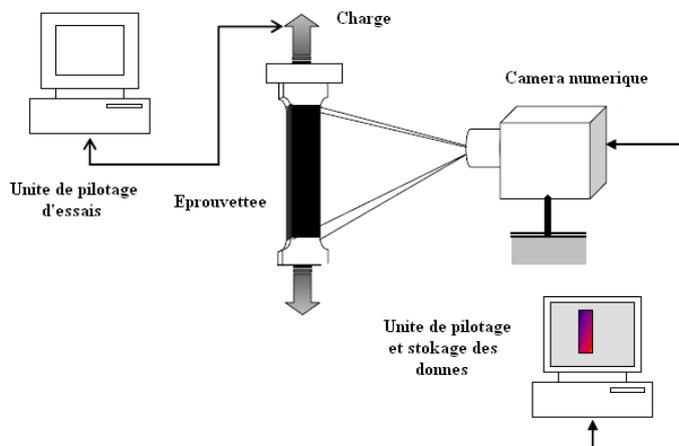


Figure 2.2. Schéma de l'acquisition des données mécaniques et des images numériques pour un essai de traction uniaxiale.

Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes découpées à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage (figure 2.3.a). Les éprouvettes ont une longueur de 100 mm et une largeur de 40 mm. L'extensomètre, positionné en partie centrale (figure 2.3.b) a une distance entre couteaux de 25 mm.

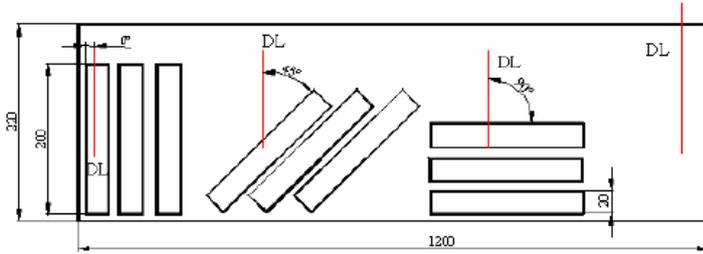


Figure 2.3.a. Schéma de découpe des éprouvettes de traction

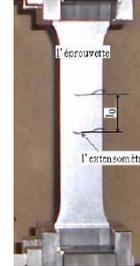


Figure 2.3.b. Photo d'une éprouvette de traction.

Tous les essais ont été effectués à la température ambiante, avec une vitesse de traverse de 20mm/min, conduisant à une vitesse de déformation nominale $\dot{\epsilon} = 3 \times 10^{-4} s^{-1}$.

2.2.3. Dispositif de traction biaxiale

Les essais de traction biaxiale font appel à un dispositif mis au point dans une étude antérieure (Makinde, 1985). Ce dispositif articulé à biellettes, dont le schéma et la photo avec l'éprouvette en place sont montrés sur les figures 2.4.a et b, permet de réaliser à l'aide d'une machine de traction-compression uniaxiale des essais de traction biaxiale en mode déformation imposée. Les éprouvettes associées à ce dispositif doivent être en forme de croix et posséder 4 bras permettant d'imposer un allongement dans deux directions perpendiculaires. Dans la version utilisée pour cette étude, les déplacements sont égaux dans les deux directions.

Il existe deux possibilités de mise en charge du dispositif : traction selon un des axes de l'éprouvette, ou compression dans la direction perpendiculaire au plan de l'éprouvette. C'est cette seconde possibilité que nous avons choisie. L'intérêt d'utiliser le dispositif en compression tient au fait que toutes les biellettes du dispositif sont alors en compression. En tenant compte des déformations élastiques du dispositif, ce mode de chargement permet donc d'obtenir des allongements égaux dans les deux directions de l'éprouvette (en supposant un comportement de l'éprouvette isotrope).

Le dispositif de traction biaxiale est constitué d'un ensemble articulé, sans forme propre en l'absence d'éprouvette. La mise en place de l'éprouvette nécessite l'utilisation d'un dispositif annexe qui sert d'appui pour les mors de fixation de l'éprouvette (figures 2.5.a et b). Il est important que le serrage soit le même sur les quatre bras de l'éprouvette. Le serrage s'effectue par clé dynamométrique. On peut alors monter l'ensemble sur la machine de traction-compression.

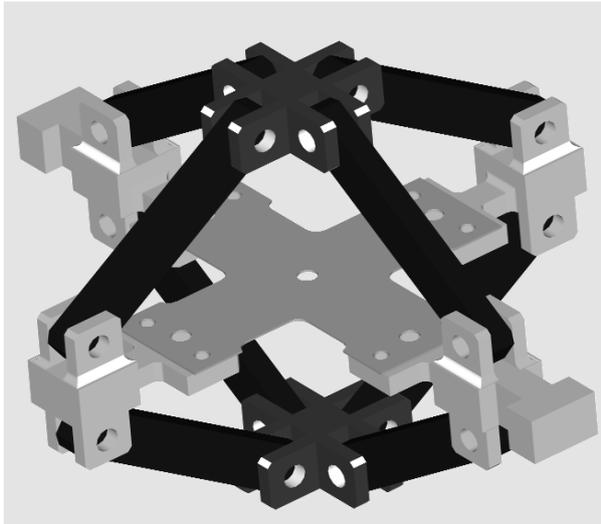


Figure 2.4.a. Schéma du dispositif de traction biaxiale.



Figure 2.4.b. Photo du dispositif en place sur la machine de traction.



Figure 2.5.a. Photo du dispositif annexe de montage (sans éprouvette).



Figure 2.5.b. Photo du dispositif annexe de montage (avec éprouvette en place).

2.2.4. Essais de traction biaxiale

Comme pour les essais de traction uniaxiale, les équipements utilisés pour la réalisation des essais de traction biaxiale sont : la machine de traction-compression commandée par ordinateur et le dispositif d'acquisition d'images, incluant la caméra vidéo, l'ordinateur pour acquisition - traitement des données et le matériel nécessaire pour déposer le mouchetis sur l'éprouvette (voir paragraphe 2.3).

Les données globales concernant les évolutions force-allongement de l'éprouvette n'ont pas été exploitées dans l'identification des paramètres du comportement plastique. Il est toutefois possible d'estimer ces grandeurs à partir des figures 2.6.a et b, qui montrent le schéma des biellettes, et le schéma simplifié servant à déterminer les forces sur l'éprouvette et les allongements de l'éprouvette à partir de la force et du déplacement imposés par la machine de compression.

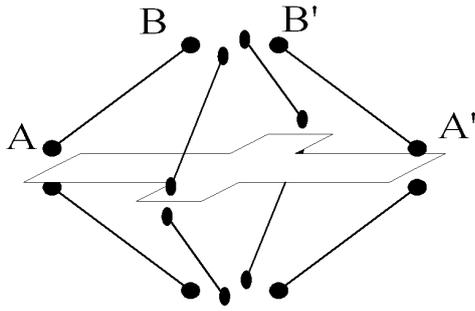


Figure 2.6.a. Schéma des biellettes constituant le dispositif.

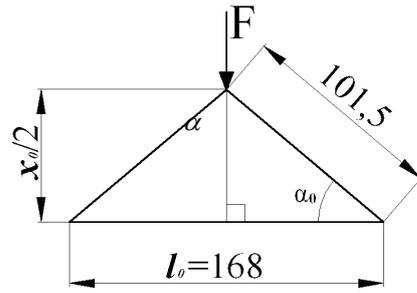


Figure 2.6.b. Schéma servant à déterminer les forces et les allongements sur l'éprouvette.

On trouve $x_0 = 113,95$ mm à partir de la figure 2.6.b. L'allongement Δl de l'éprouvette est lié au raccourcissement Δx du montage par :

$$\Delta l = \sqrt{203^2 - (x_0 - \Delta x)^2} - l_0 \quad (2.1)$$

D'autre part, les forces F_1 et F_2 dans les deux directions de l'éprouvette s'obtiennent par un calcul de libération des liaisons :

$$F \delta x = (F_1 + F_2) \delta l \quad (2.2)$$

où δx et δl sont les déplacements virtuels associés à la libération des liaisons entre le montage et l'éprouvette. Avec $\delta x / \delta l = l/x$, on trouve :

$$F_1 + F_2 = F \frac{l}{x} \quad (2.3)$$

On peut ainsi obtenir la courbe $(F_1 + F_2)(\Delta l)$ en fonction des mesures $F(\Delta x)$ acquises en cours d'essai en utilisant les équations (2.1) et (2.3). Préalablement, le raccourcissement Δx du montage est estimé à partir du déplacement de la traverse en effectuant un recalage de zéro et en retranchant les déformations élastiques de l'ensemble expérimental.

En pratique, le suivi des déformations en cours d'essai n'est pas possible avec le montage actuel, l'éprouvette n'étant pas optiquement accessible pour être filmée pendant les essais. Les essais sont donc réalisés de façon fractionnée, les mesures d'allongement de l'éprouvette sont réalisées après interruption de l'essai, et l'éprouvette est démontée pour être placée sur un banc photographique qui assure une distance constante entre la caméra et l'éprouvette (figure 2.7).



Figure 2.7. Banc utilisé pour photographier l'éprouvette avant et après essai.

La figure 2.8 schématise l'ensemble des éléments qui interviennent, d'une part dans la réalisation des essais de traction biaxiale, d'autre part dans l'acquisition des images numériques.

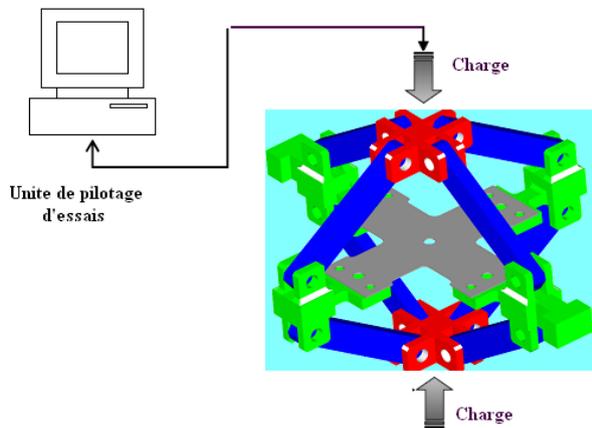


Figure 2.8.a. Schéma de l'acquisition des données mécaniques pour un essai de traction biaxiale.

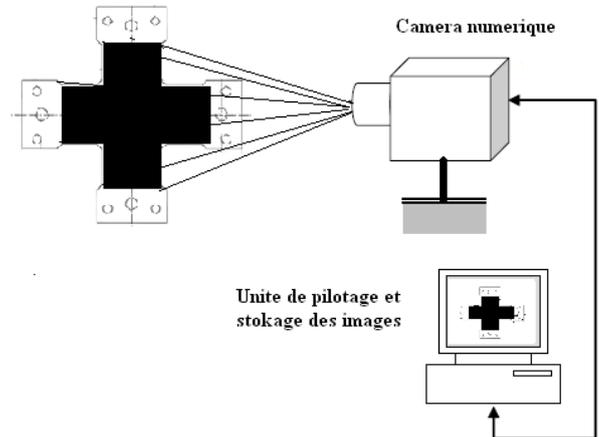


Figure 2.8.b. Schéma de l'acquisition des images numériques pour un essai de traction biaxiale

Les éprouvettes utilisées sont de deux types (figure 2.9). Leur mise au point fait l'objet du chapitre 3.

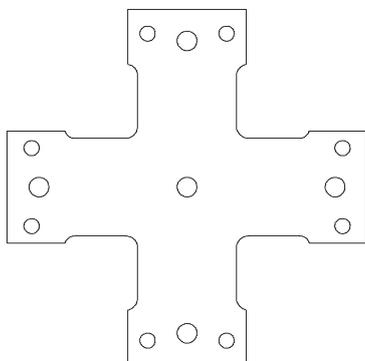


Figure 2.9.a. Eprouvette soumise à des champs compris entre la traction uniaxiale et la traction plane, nommée dans ce document, eprouvette de type TP/TU

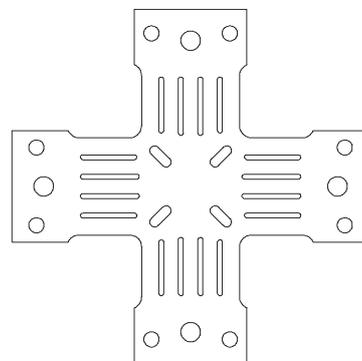


Figure 2.9.b. Eprouvette soumise à des champs compris entre la traction uniaxiale et la traction équi-biaxiale, nommée dans ce document, eprouvette de type TU/TP/TEB

2.2.5. Dispositif d'emboutissage profond

Pour l'emboutissage d'un godet nous avons utilisé une machine spécifique (figure 2.10) avec actionneurs hydrauliques, un capteur inductif de déplacement, deux capteurs de pression et un ordinateur prévu avec un logiciel d'acquisition des données CATMAN (Iordache 2007).

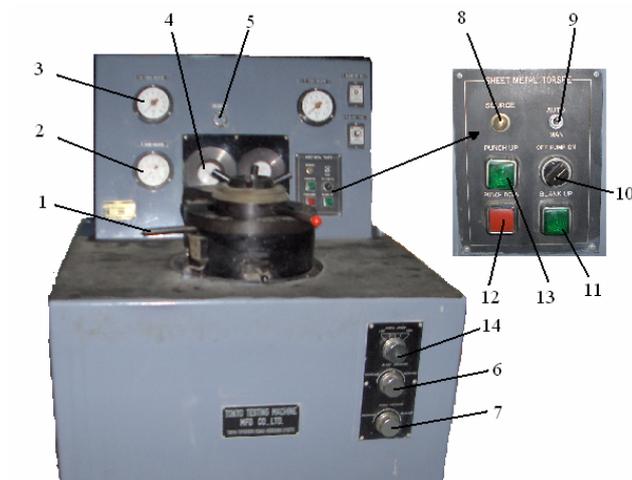
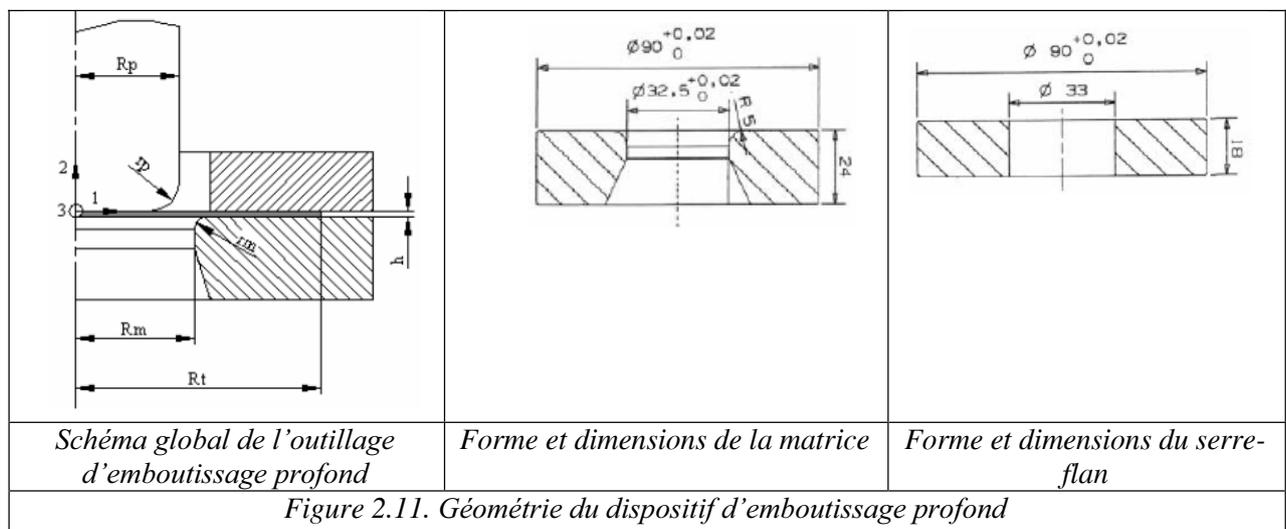


Figure 2.10. Photo de la machine pour emboutissage profond.

Cet équipement présente les caractéristiques suivantes : la force maximum du poinçon est de 20 tf, la force maximum de serre-flan 8tf, la course maximum du poinçon 100mm, la vitesse maximum du poinçon de 180mm/min., et l'épaisseur de la tôle est comprise entre 0,2 et 6 mm. La géométrie adoptée (figure 2.11) est définie par les valeurs suivantes : rayon du poinçon $R_p = 15$ mm ; rayon de raccordement du poinçon $r_p = 6$ mm ; rayon de raccordement de la matrice, $r_m = 5$ mm.

Le rayon initial de la tôle est choisi en fonction des matériaux, avec une valeur s'approchant du rapport limite d'emboutissage. Les essais on été effectués à la température ambiante, avec une vitesse de poinçon de 10 mm/min.



2.3. DETERMINATION DES DEFORMATIONS PAR CORRELATION D'IMAGES

2.3.1. Principe de la méthode

La technique de corrélation est largement utilisée dans de nombreux problèmes de traitement des signaux : mesure de délai temporel en astronomie radio, analyse spectrale des problèmes de radar et analyse de la parole. Les méthodes qui utilisent les intensités locales pour comparer deux images, consistent en général à assortir pixel par pixel à l'aide d'un critère de ressemblance prédéfini qui est une fonction de l'intensité lumineuse.

Dans un système d'acquisition d'images numériques, l'écran sur lequel est observée l'image de l'objet analysé est remplacé par une matrice de capteurs CCD (Coupled Charge Device) qui transforme la lumière incidente en tension électrique (figure 2.12). L'image obtenue est alors une fonction discrète de valeurs entières (appelées niveaux de gris), caractéristiques de l'intensité lumineuse perçue par chaque capteur (pixel) (Bouabdallah 2006). Les coordonnées d'un pixel sont déterminées par la position de son centre par rapport à un repère attaché à la matrice de capteurs.

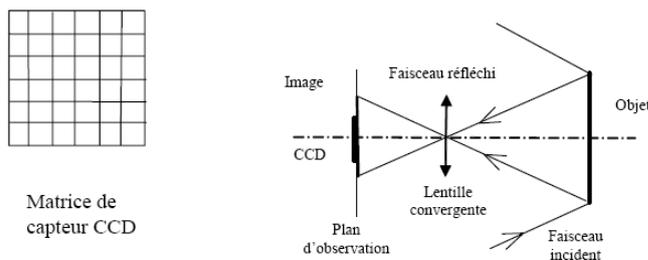


Figure 2.12. Schéma du principe optique de formation d'image. L'écran est remplacé par une matrice de capteurs CCD. (Bouabdallah 2006).

La méthode consiste alors à calculer les champs de déplacement entre deux images de l'échantillon. Elle utilise une mesure d'erreur entre deux pixels. Pour un pixel donné dans la première image, le pixel de la deuxième image qui a la mesure d'erreur la plus petite est considérée comme son homologue. Le niveau de gris d'un pixel de l'image initiale $f(x,y)$ devient $f^*(x^*,y^*)$ selon la relation :

$$f^*(x^*,y^*) - f(x+u(x,y), y+v(x,y)) = 0 \quad (2.4)$$

où $u(x,y)$ et $v(x,y)$ représentent les composantes du déplacement. En pratique, on subdivise l'image globale en un certain nombre de motifs constitués de $n \times n$ pixels (figure 2.13.a). La recherche du champ de déplacement est effectuée par corrélation entre un motif de l'image initiale et son homologue dans l'image déformée (figure 2.13.b). Cette opération est effectuée pour tous les motifs qui composent l'image initiale afin d'obtenir l'intégralité du champ de déplacement, et calculer les déformations associées à chaque motif. Pour une meilleure compréhension, l'image initiale et l'image déformée sont représentées dans un même repère, figure 2.13.b.

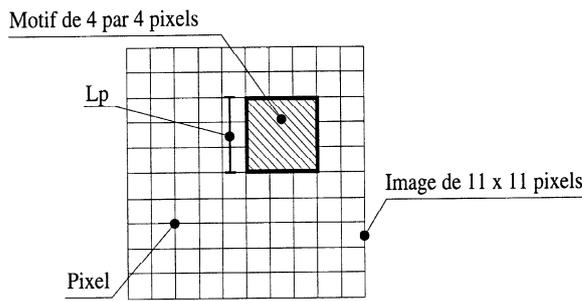


Figure 2.13.a. Définition d'un pixel et d'un motif.

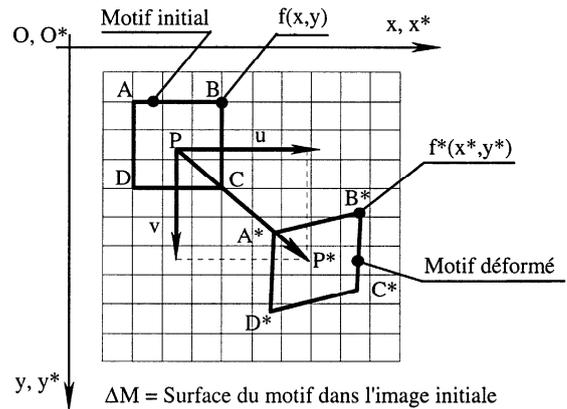


Figure 2.13.b. Evolution d'un motif de l'image initiale dans l'image déformée.

2.3.2. Mise en œuvre de la méthode

Les outils logiciels d'acquisition et de traitement d'images numériques sont décrits dans Brunet et al. (1998), qui ont mis au point le système d'analyse d'images utilisé dans cette étude. L'acquisition des images est réalisée grâce à une caméra numérique Noir et Blanc. Les images obtenues sont analysées à l'aide du logiciel Vision Stage relié à la carte d'acquisition. Le logiciel fournit un histogramme des niveaux de gris ce qui nous permet avant essai de régler l'intensité lumineuse de l'image pour éviter la saturation dans le blanc mais aussi pour vérifier la répartition la plus aléatoire possible des niveaux de gris dans l'image, en utilisant l'histogramme du logiciel. On peut alors procéder à l'essai.

L'analyse des essais se fait à l'aide du logiciel Icasoft, qui analyse le motif aléatoire de la surface de l'éprouvette pour la mesure des déplacements et le calcul des déformations (Lagrange et Hencky). Actuellement lors du lancement du calcul de corrélation, l'opérateur doit donner une solution initiale pour débiter le processus itératif. Cette opération manuelle est réalisée en cliquant à la souris un point de l'image initiale et son homologue dans l'image finale.

La figure 2.14 présente les différentes étapes d'acquisition et de traitement, et la figure 2.15 illustre le principe de la corrélation d'images.

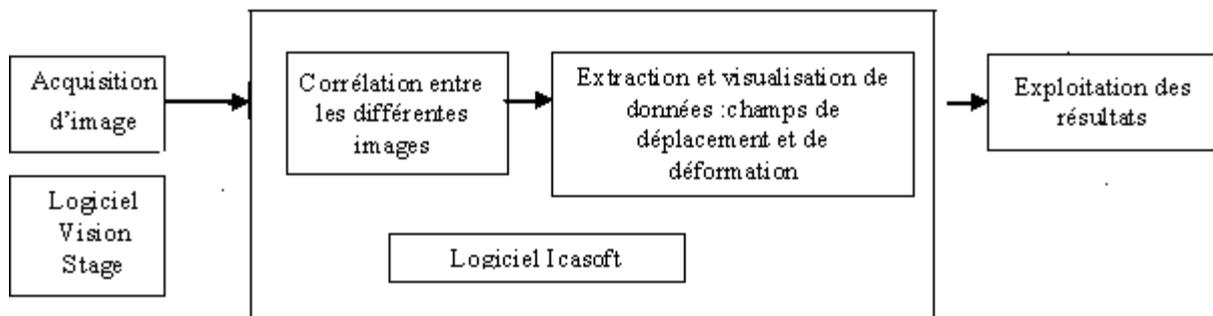


Figure 2.14. Schéma global de l'acquisition et du traitement d'images.

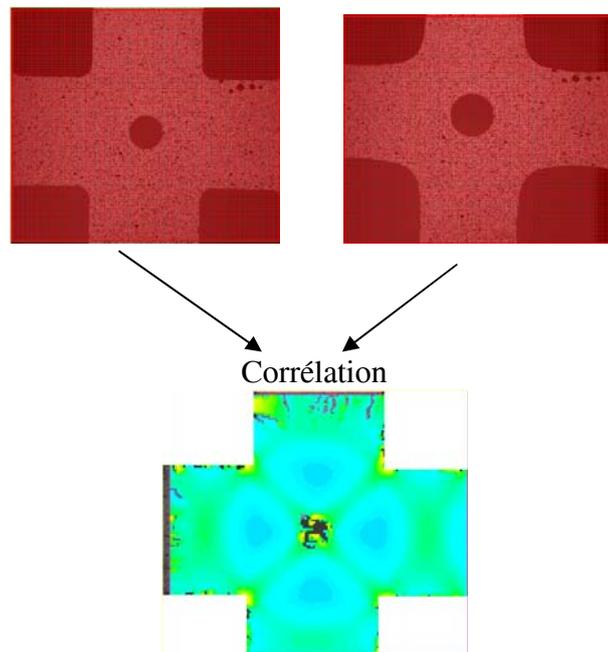


Figure 2.15. Illustration du principe de la corrélation d'images numériques.

L'algorithme de corrélation est très performant pour la détection aussi bien de petites déformations élastiques, que de grandes déformations plastiques jusqu'à 30%. Pour de très grandes déformations (> 40%), par exemple dans les études de striction, des images intermédiaires peuvent être nécessaires, lorsque trop peu de similitude existe entre les images initiale et finale.

Pour être applicable, la technique de corrélation nécessite d'avoir une surface d'échantillon présentant une distribution aléatoire de motifs repérables au cours de la déformation (Peters, 1983). Pour les essais, cette distribution aléatoire a été réalisée artificiellement en utilisant la technique du mouchetis, qui consiste à obtenir de petites taches de peinture réparties aléatoirement sur l'éprouvette. On utilise pour cela deux bombes de peinture. On applique d'abord une couche de peinture de couleur blanche uniforme puis, après un rapide séchage, une pulvérisation de peinture de couleur noire de façon à obtenir une surface mouchetée. On prend soin préalablement de détériorer la tête de pulvérisation de la bombe de peinture noire afin d'obtenir un jet non régulier de petites gouttes. La qualité des résultats dépend de la qualité du mouchetis. Il faut éviter les trop grosses taches de peinture noire, les zones trop pauvres en taches, et les taches de peinture noire doivent être aléatoirement réparties en taille. Le mouchetis doit être réalisé au maximum 2 heures avant le début de l'essai pour éviter les risques de fissuration de la peinture pendant l'essai.

2.3.3. Examen des sources d'erreur liées à la technique de corrélation d'images

Théoriquement, la technique de corrélation d'images permet de mesurer de petites et de grandes déformations. En pratique, la qualité des mesures reste liée à la qualité du matériel utilisé et au choix de traitement des données. Il est donc indispensable d'estimer les erreurs liées (Belhabib, 2007).

On peut classer les sources d'erreurs en 2 types : erreurs expérimentales et erreurs numériques (Belhabib, 2007) .

Les erreurs expérimentales sont les erreurs liées à l'acquisition d'image (taille de mouchetis, vibrations, luminosité) et les erreurs de calcul sont liées au logiciel de traitement des images (taille du motif, pas de grille, type de corrélation). Les principales sources d'erreurs sont récapitulées dans la figure 2.16.

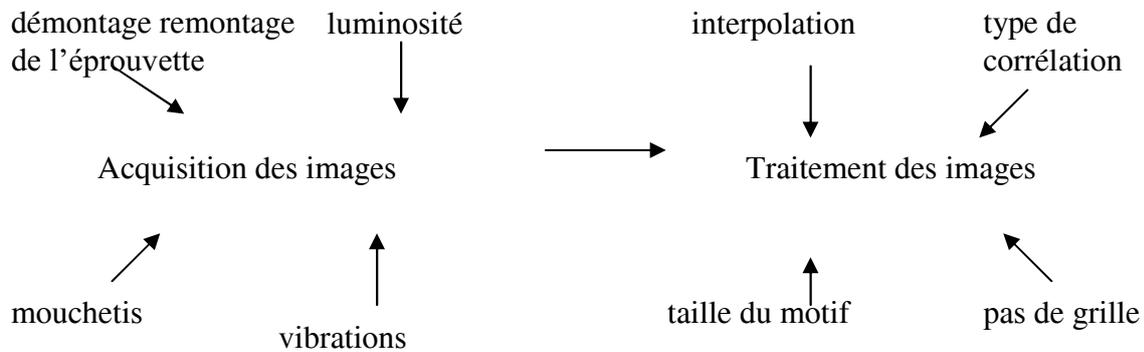


Figure 2.16. Récapitulatif des sources d'erreur associées à la technique d'analyse d'images.

Erreurs liées à la luminosité

La corrélation ne peut pas se faire si l'éclairage est trop fort, trop faible ou non uniforme. Un exemple est donné sur la figure 2.17.

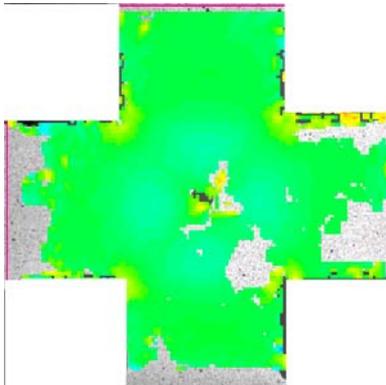


Figure 2.17. Exemple de zones où la déformation n'est pas calculée en raison d'une luminosité non uniforme.

Erreurs liées au démontage-remontage de l'éprouvette

Ce risque d'erreur est rencontré dans les essais de traction biaxiale, où l'éprouvette fait l'objet d'un démontage-remontage sur le banc photographique (figure 2.7) entre la photo initiale et la photo après déformation. Cette erreur a été estimée en prenant deux images, avant et après un démontage où l'éprouvette a subi un petit déplacement de l'ordre de 1 cm. la zone de calcul est donnée en figure 2.18

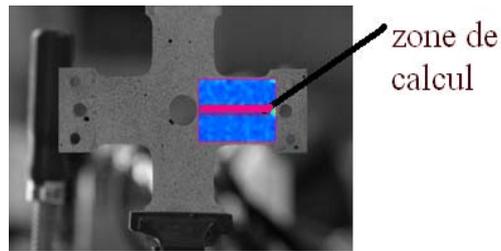


Figure 2.18. La zone de calcul pour les erreurs liées au démontage-remontage

Les déformations calculées par le logiciel donnent une mesure de l'erreur que l'on peut associer à l'opération de démontage-remontage, elles sont au plus de 0,6% (figure 2.19). L'erreur moyenne est de 0.22%.

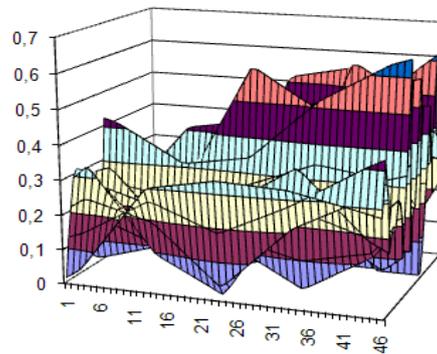


Figure 2.19. Déformations (en %) calculées à partir de deux photos prises avant et après un démontage-remontage sur le banc optique.

Erreurs liées à la taille du motif

Nous avons considéré des motifs adjacents, c'est-à-dire que la taille des motifs est égale à la distance entre les centres des motifs. La dimension d'un pixel correspond sensiblement à 0,5 mm x 0,5 mm. La figure 2.20 montre l'influence de nombre de pixels sur un motif lors du traitement d'images présentant d'assez forts gradients de déformations.

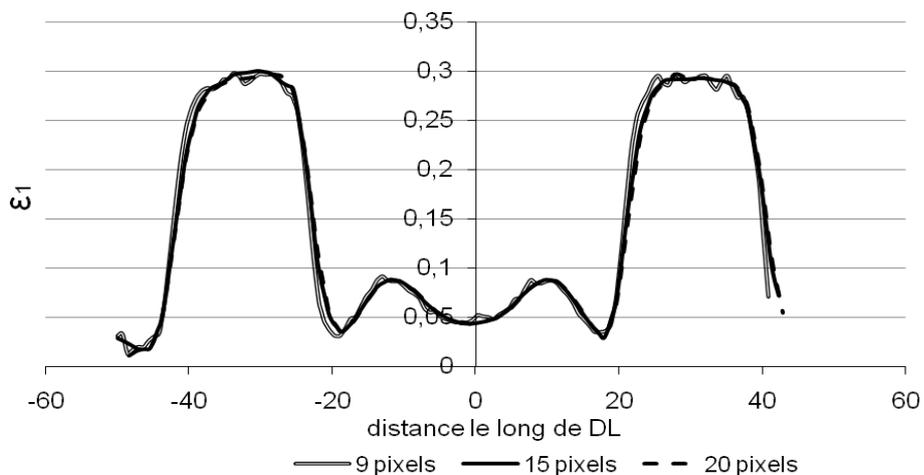
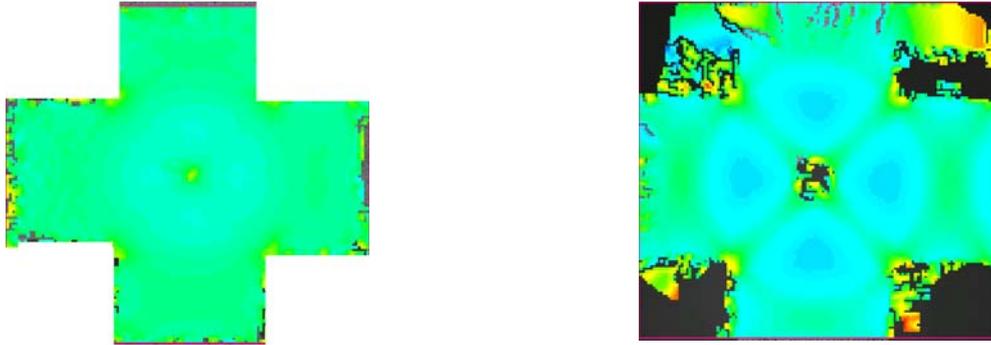


Figure 2.20. Champs de déformations calculés pour différentes tailles de motifs.

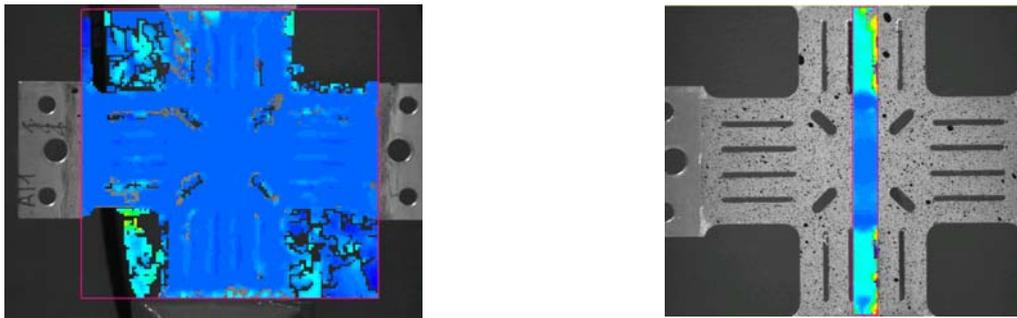
On observe (sauf cas de localisation intense de la déformation, qui ne seront pas envisagés dans ce travail) que le nombre de pixels n'influe pas beaucoup sur les déformations, les champs étant simplement un peu plus lissés pour une taille du motif plus grande.

Erreurs de corrélation au bord de l'éprouvette, bord des trous ou fentes

Une difficulté qui peut survenir pendant le traitement des images est l'estimation exacte de la déformation au bord de l'éprouvette, au bord des trous ou au bord des fentes. Il s'agit alors de définir la zone d'intérêt à l'exclusion de ces zones (figure 2.21).



Erreurs de corrélation au bord de l'éprouvette et au bord des trous.



Erreurs de corrélation aux bords des fentes

Définition d'une zone évitant les erreurs de corrélation

Figure 2.21. Erreurs de corrélation aux bords de l'éprouvette.

2.4. SIMULATIONS NUMERIQUES

Les simulations numériques ont été réalisées à l'aide du code de calcul Abaqus/Explicit. La formulation du comportement entre dans le cadre général adopté dans ce code : les composantes de vitesse de déformation totales sont décomposées en composantes élastiques et plastiques :

$$D_{ij} = D_{ij}^e + D_{ij}^p \quad (2.5)$$

et la loi élastique est exprimée en utilisant la dérivée de Jaumann du tenseur des contraintes de Cauchy σ , soit, dans le référentiel corotationnel,

$$\mathfrak{d}_{ij} = C_{ijkl} D_{kl}^e \quad (2.6)$$

où C_{ijkl} sont les composantes du tenseur d'élasticité.

2.4.1. Méthode d'intégration des lois de comportement élastoplastique

Le code de calcul fournit, à chaque point d'intégration, les valeurs courantes de toutes les variables en début d'incrément, et il génère les incréments de déformation totale $\Delta\varepsilon_{ij}$. Le calcul à effectuer par l'utilisateur consiste à déterminer le module tangent :

$$\mathfrak{d}_{ij} = C_{ijkl} D_{kl} \quad \text{ou} \quad \Delta\sigma_{ij} = C_{ijkl} \Delta\varepsilon_{kl} \quad (2.7)$$

Le calcul réalisé pour déterminer l'état de contraintes à la fin de l'incrément s'appuie sur la méthode de prévision élastique et correction plastique. La procédure utilisée pour déterminer les corrections plastiques est basée sur la méthode de « retour normal ».

On note par ξ_{old} les valeurs de la variable ξ en début d'incrément. Les quantités liées à la prévision élastique sont notées ξ_{new}^{trial} et les valeurs corrigées sont ξ_{new} . Avec l'hypothèse d'élasticité isotrope, les contraintes $\sigma_{ij_{new}}^{trial}$ sont données par :

$$\sigma_{ij_{new}}^{trial} = \sigma_{ij_{old}} + \lambda \text{trace}(\Delta\varepsilon) \delta_{ij} + 2\mu \Delta\varepsilon_{ij} \quad (2.8)$$

où λ et μ sont les coefficients de Lamé. Le chargement est élastoplastique si la fonction de charge est trouvée positive, c'est-à-dire : $f = F(\sigma_{ij_{new}}^{trial}) - \sigma_{old} > 0$. Dans ce cas l'état de contraintes en fin d'incrément sera déterminé connaissant les incréments de déformation plastique $\Delta\varepsilon_{ij}^p$, en effectuant la correction définie par :

$$\sigma_{ij_{new}} = \sigma_{ij_{new}}^{trial} - 2\mu \Delta\varepsilon_{ij}^p \quad (2.9)$$

Puisque les incréments de déformation plastique $\Delta\varepsilon_{ij}^p$ sont connus à partir de la loi de normalité, $\Delta\varepsilon_{ij}^p = \Delta\varepsilon^p (\partial F_{ij} / \partial \sigma_{ij})$, la seule quantité à déterminer est l'incrément de déformation plastique équivalente, $\Delta\varepsilon^p$. Pour déterminer $\Delta\varepsilon^p$, on calcule l'incrément de travail plastique :

$$\sigma_{ij_{new}} \Delta\varepsilon_{ij}^p = \sigma_{new} \Delta\varepsilon^p \quad (2.10)$$

En utilisant les équations (2.9), (2.10), la loi de normalité, et en introduisant le taux d'écrouissage $H(\sigma) = (\sigma_{new} - \sigma_{old}) / \Delta\varepsilon_p$, on trouve :

$$\Delta \varepsilon^p = \left[\frac{\sigma_{ij}^{trial} F_{,ij} - \sigma_{old}}{H + 2 \mu F_{,ij} F_{,ij}} \right] \quad (2.11)$$

avec la notation $F_{,ij} = \partial F / \partial \sigma_{ij}$.

2.4.2. Choix d'un modèle de plasticité

Le choix d'un modèle de plasticité doit tenir compte de l'adéquation entre sa complexité (nombre de paramètres à identifier) et les moyens expérimentaux d'identification que l'on se donne. Dans ce travail, nous mettrons en œuvre des essais de traction uniaxiale effectués à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage, qui fourniront donc les coefficients de Lankford R_0 , R_{45} , R_{90} , mais aussi les valeurs de contraintes σ_0 , σ_{45} , σ_{90} à un niveau donné de travail plastique, soit 5 grandeurs réelles adimensionnelles. Nous verrons de plus au chapitre 3 que les essais de traction biaxiale hétérogènes sont particulièrement sensibles, pour le premier type d'éprouvettes, (fig.2.9.a), au rapport de contraintes σ_{ps}/σ_u , et, pour le second type, (fig.2.9.b), au rapport de contraintes σ_b/σ_u (σ_u , σ_{ps} et σ_b désignant, respectivement, les contraintes d'écoulement en traction uniaxiale, traction plane et traction équi-biaxiale). Si l'on tient compte de l'exploitation conjointe des essais de traction uniaxiale et des essais de traction biaxiale hétérogènes, le nombre adéquat de paramètres (réels) du modèle décrivant la surface de charge anisotrope est donc a priori de 7.

Le nombre de paramètres dans le modèle proposé par Ferron et al. (1994) (dénommé par la suite modèle FMM) est de 6 réels et 3 exposants entiers positifs (voir § 1.2.3). Parmi ces exposants, l'un d'eux (q) a pour effet de conduire à un évasement de la courbe donnant l'évolution angulaire de la contrainte d'écoulement $\sigma(\alpha)$ en traction uniaxiale, pour des valeurs $q > 1$ (Makkouk, 1994). Ce comportement est inhabituel, et son identification nécessiterait la réalisation d'essais pour d'autres orientations que celles à 0°, 45° et 90° envisagées dans le présent travail. C'est pourquoi nous avons pris $q = 1$ qui conduit à un comportement « classique » pour l'évolution angulaire de $\sigma(\alpha)$.

Il reste donc 6 réels (A , B , k , m , a et b) et 2 entiers positifs (n et p). Ce modèle se révèle adapté à l'identification que nous envisageons. Une étude de sensibilité paramétrique préalable est utile, car elle va nous permettre de découpler l'identification paramétrique en deux étapes : dans les essais de traction uniaxiale d'une part, et dans les essais de traction biaxiale hétérogènes d'autre part.

2.4.3. Sensibilité paramétrique du modèle FMM

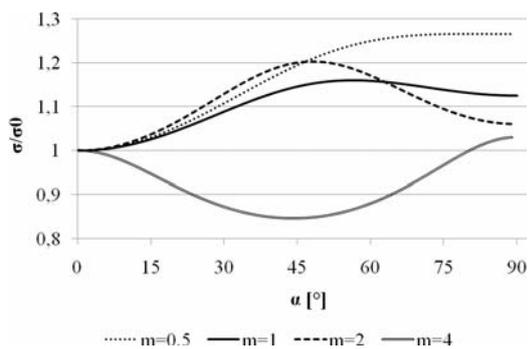
Makkouk (1994) a montré que la valeur $m = 2$ conduit au comportement classique d'un minimum (respectivement maximum) de $R(\alpha)$ associé à un maximum (respectivement minimum) de $\sigma(\alpha)$ ou bien à une augmentation (respectivement diminution) monotone de $R(\alpha)$ associée à une augmentation

(respectivement diminution) monotone de $\sigma(\alpha)$, pour α variant entre 0° et 90° . Pour rendre compte des évolutions de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ de certains matériaux tels que les alliages d'aluminium ou l'acier austénitique de type 304, nous avons néanmoins été amenés à reprendre les calculs du sous-programme VUMAT pré-existant, jusqu'alors écrit avec $m = 2$. Dans la nouvelle version m est un réel positif.

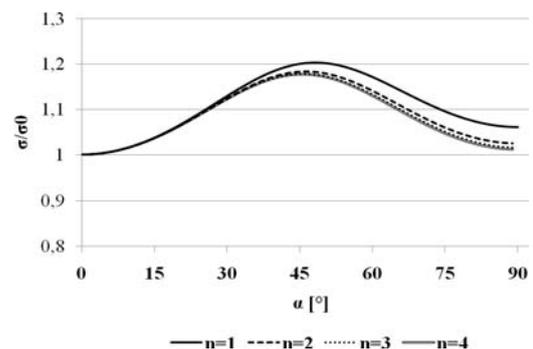
Influence des exposants m, n, p

L'influence des exposants m (réel), n et p (entiers positifs) est tout d'abord analysée en ce qui concerne la relation entre l'anisotropie de déformation (évolution angulaire du coefficient d'anisotropie $R(\alpha)$) et l'anisotropie de contraintes (évolution angulaire de la contrainte d'écoulement $\sigma(\alpha)$) en traction uniaxiale. La figure 2.22 représente les évolutions de $\sigma(\alpha)$ obtenues en choisissant un matériau modèle ayant pour valeurs du coefficient d'anisotropie : $R_0=2$, $R_{45}=1,5$, $R_{90}=3$, valeurs typiques d'un acier pour emboutissage. On fait varier successivement les exposants m, n et p en fixant la valeur des 2 autres exposants et en imposant en outre la valeur $k = 0,2$ et la relation $B=3A$ afin que tous les paramètres soient déterminés (A, a et b sont alors calculés connaissant R_0, R_{45} et R_{90}).

On observe une large variété d'évolutions possibles pour $\sigma(\alpha)$. Dans la plupart des cas on obtient, avec $R_{90} > R_0 > R_{45}$, l'ordre suivant pour les contraintes : $\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$. Le choix de l'exposant m permet toutefois d'obtenir, soit une variation monotone de $\sigma(\alpha)$ pour de faibles valeurs de m , soit un minimum pour de fortes valeurs de m (figure 2.22.a). Une augmentation de l'exposant n conduit à un rapprochement des contraintes σ_0 et σ_{90} , sans modifier sensiblement l'amplitude des variations de $\sigma(\alpha)$ (figure 2.22.b). Une augmentation de l'exposant p ne modifie pas les valeurs relatives de σ_0 et σ_{90} , mais conduit à un aplatissement de la courbe $\sigma(\alpha)$ (figure 2.22.c).



(a) m variable ; $n=1$; $p=1$; $k = 0,2$; $B=3A$



(b) n variable ; $m=2$; $p=1$; $k = 0,2$; $B=3A$

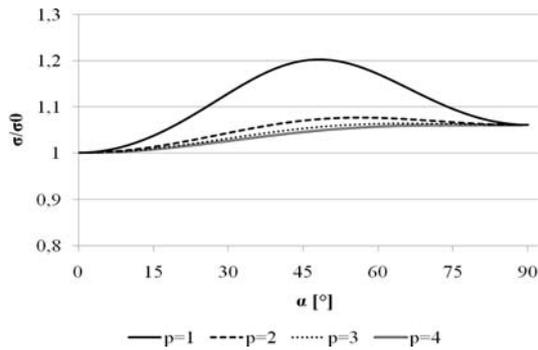
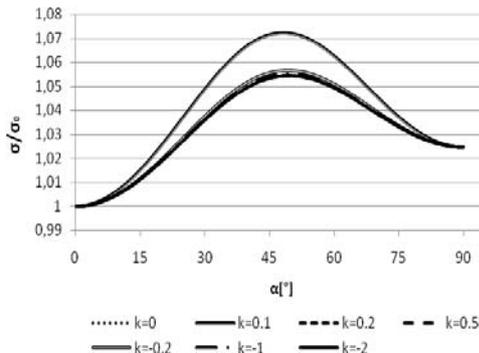


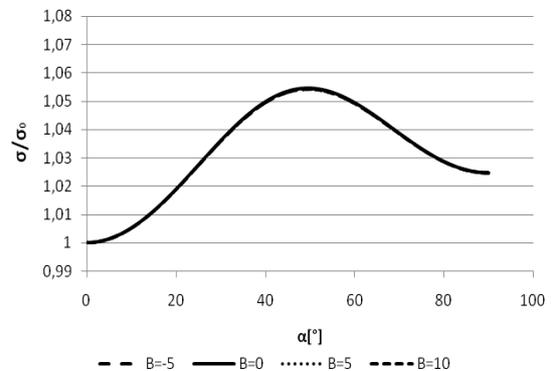
Figure 2.22. Influence des exposants m , n et p sur l'anisotropie de contraintes. L'anisotropie de déformation est définie par les valeurs : $R_0=2$, $R_{45}=1,5$, $R_{90}=3$.

(c) p variable ; $m=2$; $n=1$; $k = 0,2$; $B=3A$

Nous avons également imposé les valeurs des 3 exposants m , n et p en relâchant la condition $B=3A$ et en imposant les valeurs de k et B (les valeurs de A , a et b sont alors déterminées connaissant R_0 , R_{45} et R_{90}). La figure 2.23 montre que les variations de $\sigma(\alpha)$ ne sont pratiquement pas affectées par le choix des paramètres autres que les exposants m , n et p (sauf une légère augmentation de l'amplitude de variation de $\sigma(\alpha)$ pour k fortement négatif, figure 2.23.a). Ce résultat est intéressant car il permet de déterminer ces exposants de manière à ajuster les évolutions de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ obtenues en traction uniaxiale. Le modèle FMM comporte donc un paramètre réel (m) et deux paramètres entiers (n et p) pour ajuster au mieux les valeurs de σ_{45}/σ_0 et σ_{90}/σ_0 , les valeurs des coefficients de Lankford R_0 , R_{45} et R_{90} étant respectées dans la procédure d'identification.



(a) k variable , $m=2$, $n=2$, $p=2$, $B=10$



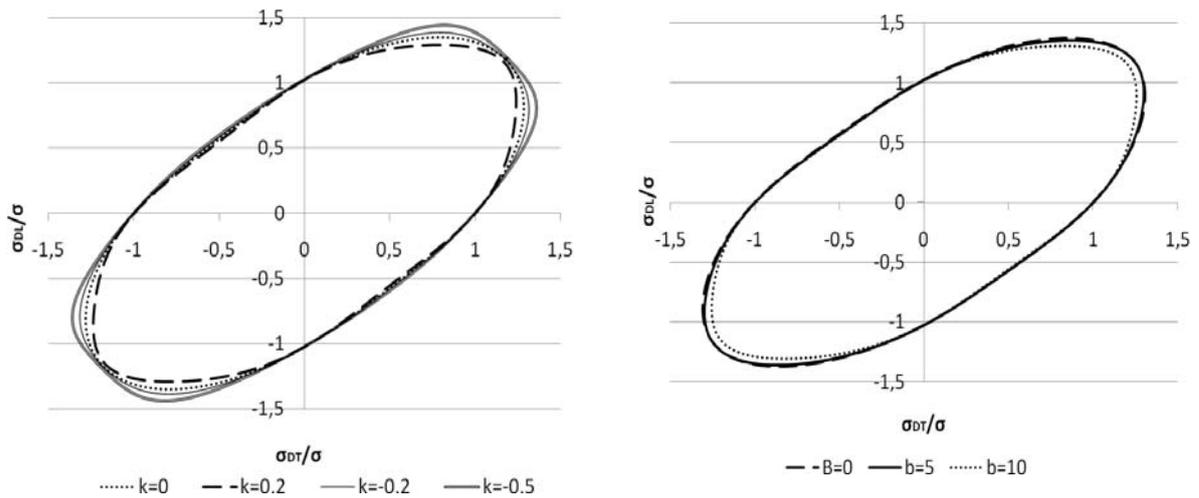
(b) B variable, $m=2$, $n=2$, $p=2$, $k=0.2$

Figure 2.23. Influence de k et B sur l'évolution de $\sigma(\alpha)$

Influence des paramètres k , B

La figure 2.24 montre l'influence des paramètres k et B sur la surface de charge. Les valeurs des paramètres sont les mêmes que pour la figure 2.23 ($R_0=2$, $R_{45}=1,5$, $R_{90}=3$; $m = 2$, $n = 2$, $p = 2$). On observe une forte influence de k sur la contrainte en traction plane, celle-ci augmentant lorsque k diminue (figure 2.24.a). Une augmentation de B a pour effet de diminuer légèrement la contrainte de traction équi-biaxiale (figure 2.24.b).

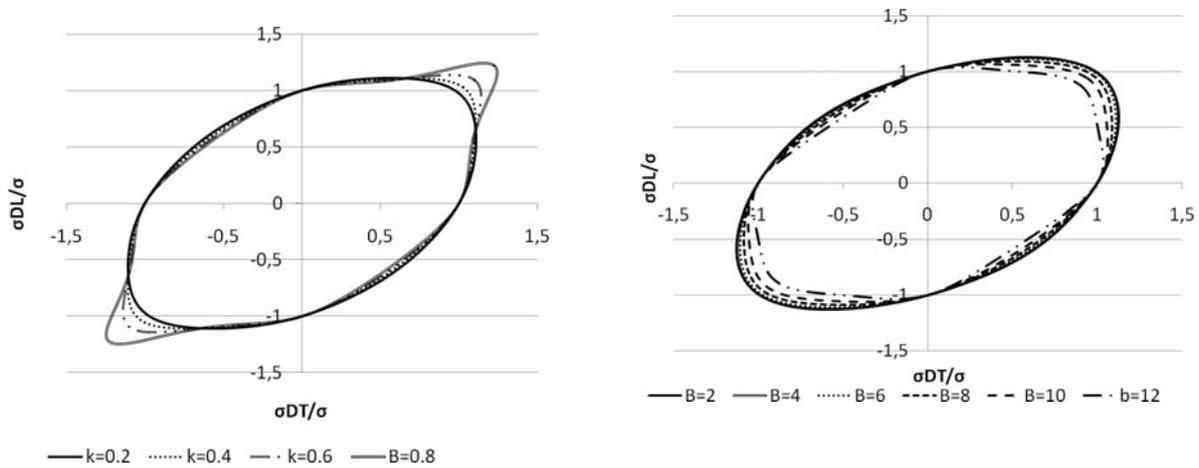
La figure 2.25 montre l'influence des paramètres k et B , cette fois ci avec les valeurs $R_0=0,8$, $R_{45}=0,5$, $R_{90}=0,9$, valeurs typiques pour l'aluminium, et avec : $m = 2$, $n = 2$, $p = 2$. Les résultats sur la surface de charge sont nettement différents. La contrainte équi-biaxiale augmente lorsque k augmente (figure 2.25.a). Une augmentation de B conduit aux mêmes tendances, c'est-à-dire une légère diminution de la contrainte de traction équi-biaxiale (figure 2.25.b).



(a) k variable , $m=2$, $n=2$, $p=2$, $B=10$

(b) B variable, $m=2$, $n=2$, $p=2$, $k=0.2$

Figure 2.24. Influence de k et B sur la surface de charge pour $R_0=2$, $R_{45}=1,5$, $R_{90}=3$.



(a) k variable , $m=2$, $n=2$, $p=2$, $B=6$

(b) B variable, $m=2$, $n=2$, $p=2$, $k=0.2$

Figure 2.25. Influence de k et B sur la surface de charge pour $R_0=0,8$, $R_{45}=0,5$, $R_{90}=0,9$.

Conséquences pour l'identification paramétrique

Cette analyse de sensibilité sera utile pour guider l'identification paramétrique. En particulier, le fait que les variations de $\sigma(\alpha)$ ne sont pratiquement pas affectées par le choix des paramètres autres que

les exposants m , n et p suggèrent la procédure d'identification qui sera mise en œuvre dans la suite de ce travail :

- identification des exposants m , n et p pour ajuster les évolutions de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ en traction uniaxiale,
- identification des 5 paramètres restant, en considérant à nouveau les valeurs de R_0 , R_{45} et R_{90} , et les résultats issus de mesures de champs de déformation hétérogènes, soit 2 paramètres indépendants (par exemple k et B) pour ajuster les champs de déformation hétérogènes.

2.4.4. Mise en œuvre des simulations numériques

Les simulations ont été réalisées à l'aide du code de calcul ABAQUS/Explicit avec le sous programme VUMAT. La simulation par la méthode des éléments finis, quel que soit le programme, se réalise en trois phases : la génération du fichier de données, le lancement du calcul et l'exploitation des résultats (figure 2.26).

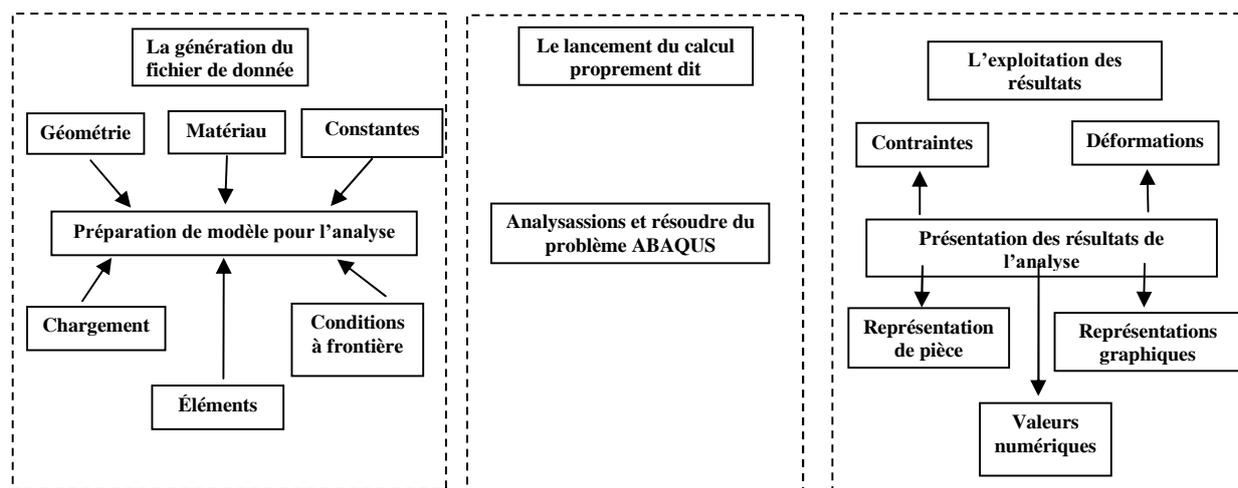


Figure 2.26. Schéma général d'un calcul par éléments finis et de son exploitation.

Les essais de traction biaxiale ont été simulés à différents stades de l'étude :

- pour optimiser les configurations d'essais de traction biaxiale, en particulier pour définir de façon précise les géométries d'éprouvettes donnant la meilleure sensibilité aux paramètres d'anisotropie ; cette optimisation est présentée au chapitre 3,
- pour contribuer à résoudre le problème d'identification paramétrique par minimisation des écarts entre les champs de déformation expérimentaux et calculés ; l'identification paramétrique et les résultats associés sont présentés au chapitre 4,
- pour valider l'identification paramétrique en comparant les prévisions numériques avec des résultats expérimentaux non utilisés pour l'identification ; ces validations sont présentées au chapitre 5.

Les simulations ont été effectuées avec l'élément C3D8R : élément solide linéaire à 8 noeuds et à intégration réduite. Lorsque les directions principales d'orthotropie coïncident avec les axes de symétrie de l'éprouvette, seul un quart de l'éprouvette est modélisé, en imposant sur les axes les conditions de déplacement associées à la symétrie.

Validation du sous programme VUMAT

Certaines variables (contraintes ou déformations) obtenues par Abaqus sont également définies comme variables d'état dans le sous programme VUMAT. A titre d'exemple, le champ de déformation principale majeure ε_1 d'Abaqus (principal major strain) est comparé sur les figures 2.27.a et b avec la variable d'état correspondante de VUMAT, pour une éprouvette présentant des fentes (figure 2.27.b). Les variations de ε_1 sur l'axe 1 sont également représentées (figure 2.27.c). On observe une correspondance quasi parfaite entre les deux calculs.

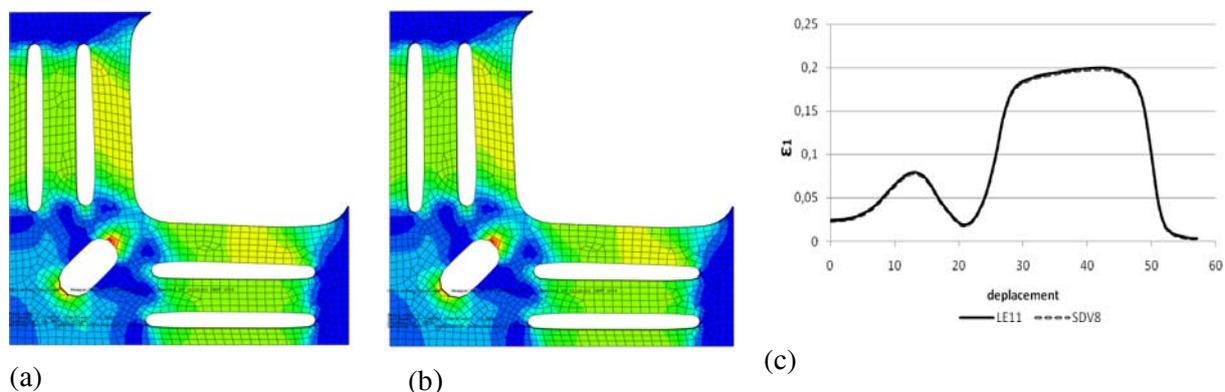


Figure 2.27. Déformation principale ε_1 obtenue (a) avec Abaqus (LE Max Principal); (b) avec VUMAT ; (c) comparaison des résultats sur l'axe 1.

Sensibilité au maillage

Les résultats des simulations par éléments finis sont a priori sensibles à la taille du maillage choisi. Un exemple de résultats est présenté sur la figure 2.28, représentant la distribution de la déformation principale majeure ε_1 calculée sur une éprouvette avec trou central (figure 2.28.a). Trois maillages sont envisagés : un maillage grossier (taille moyenne des éléments 1 mm), un maillage moyen (0,5 mm) et un maillage fin (0,3 mm). Les champs obtenus montrent qu'on est en présence d'une très forte striction dans les zones de liaison entre bras de l'éprouvette. La déformation principale majeure ε_1 obtenue pour les différents maillages est examinée sur la figure 2.29 :

- (a) le long de l'axe de symétrie correspondant à la direction transverse,
- (b) le long de la ligne diagonale, à 45° dans la zone de liaison entre bras.

Le long de la direction transversale, sur laquelle les niveaux de déformation restent relativement bas, la déformation est peu sensible au maillage (figure 2.29.a). Le long de la ligne diagonale, figure 2.29.b, les niveaux de déformation sont extrêmement élevés, et les déformations calculées diffèrent fortement. Plusieurs observations peuvent être faites :

- les gradients de déformation perpendiculairement à la ligne de mesure étant très forts, il est normal qu'une augmentation de la taille du maillage conduise à une diminution de la déformation calculée ;
- le matériau simulé présentant une anisotropie transverse, la « ligne de crête » de la striction ne coïncide pas exactement avec la direction diagonale de mesure, ce qui induit des difficultés supplémentaires ;
- aucun critère de rupture n'étant introduit dans les simulations, le niveau de déformation envisagé est très au dessus de la valeur de rupture et la simulation correspond à des niveaux de déformation irréalistes.

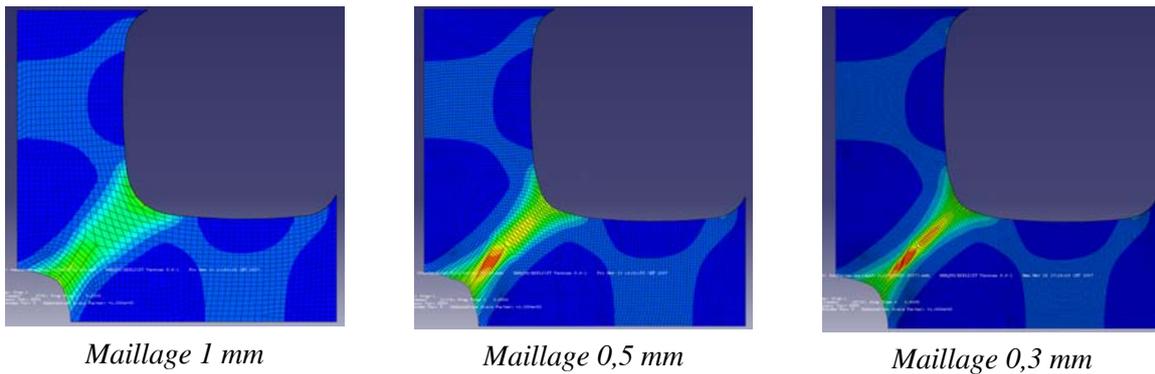


Figure 2.28. Déformation principale $eps1$ calculée avec différentes tailles de maillage.

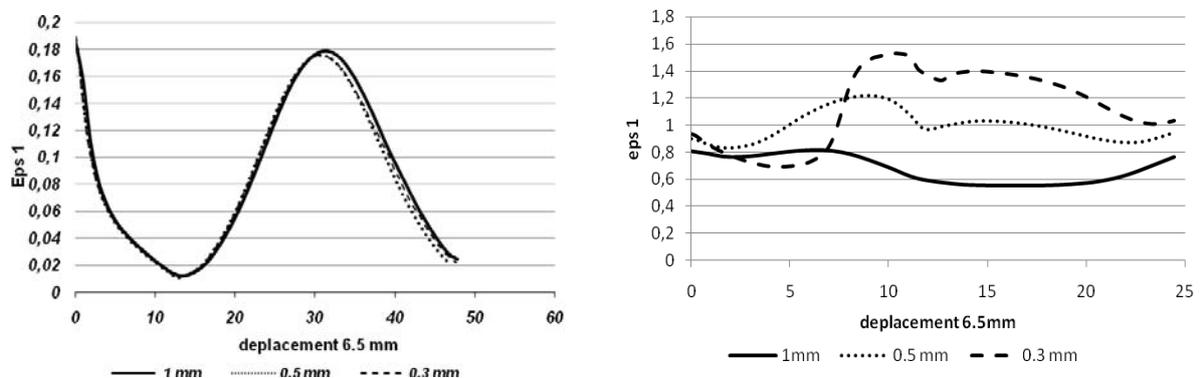


Figure 2.29. Déformation principale $eps1$ le long de DT et de DD, pour différentes tailles de maillage

Il faut également souligner que l'augmentation du nombre d'éléments est fortement pénalisante au niveau du temps de calcul. Les temps CPU pour la simulation numérique d'une éprouvette de traction biaxiale sont reportés dans le tableau 2.1, pour les différents maillages envisagés précédemment. Le nombre de simulations étant important dans la procédure d'identification paramétrique, on doit évidemment chercher à minimiser ce facteur temps.

Taille de maillage	Nombre d'éléments	Temps CPU
1 mm	1845	2 min 30s
0.5mm	7372	33 min 25s
0.3mm	42180	290 min 45s

Tableau 2.1. Comparaison des temps CPU pour les différentes tailles de maillage.

Choix du maillage dans les calculs EF et du motif dans l'analyse d'images

Dans les cas qui seront envisagés expérimentalement, nous resterons à des niveaux de déformation correspondant au plus à une striction « naissante ». Les niveaux de déformation qui seront atteints en pratique dans les essais sont ceux que l'on peut voir sur la figure 2.20, ou sur la figure 2.28.a en ce qui concerne les simulations. Le maillage grossier nous apparait de ce fait suffisant pour les simulations. Afin de rendre cohérent, dans la procédure d'identification paramétrique, la taille du maillage par éléments finis et la taille du motif pour l'analyse d'images, nous choisirons un maillage « grossier » de 1 mm pour les simulations, et un motif de 20x20 pixels pour l'analyse d'images.

2.5. CONCLUSION

Ce chapitre nous a permis de présenter les différents moyens expérimentaux (machine d'essais, dispositif de traction biaxiale, dispositif d'emboutissage profond, logiciels d'analyse d'images) et numériques (code de calcul par éléments finis Abaqus) qui seront mis en œuvre dans ce travail. Nous avons également examiné la sensibilité des résultats, soit à la taille du motif pour la détermination des déformations par analyse d'images, soit à la taille des éléments pour le calcul des déformations par éléments finis, pour choisir ces éléments en vue de la comparaison entre expériences et simulations qui sera effectuée pour l'identification paramétrique.

Le modèle de plasticité choisi pour l'identification du comportement plastique anisotrope a été présenté. La sensibilité de la surface de charge aux paramètres du modèle a été analysée, ce qui nous a permis d'envisager une procédure d'identification utilisant les résultats d'essais classiques de traction uniaxiale, et d'essais de traction biaxiale hétérogènes que nous allons maintenant mettre au point au chapitre 3.

CHAPITRE III

MISE AU POINT DES EPROUVETTES DE TRACTION BIAXIALE

3.1. INTRODUCTION

3.2. DEFINITION DES EPROUVETTES DE TRACTION BIAXIALE

3.2.1. Eprouvettes TU/TP

3.2.2. Eprouvettes TU/TP/TEB

3.3. PREDIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES TU/TP

3.4. DEFINITION DE MATERIAUX MODELES

3.5. SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP

3.5.1. Simulations numériques des champs de déformation

3.5.2. Influence de l'écroutissage

3.5.3. Simulations numériques de la courbe force-allongement

3.6. SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP/TEB

3.7. STRATEGIE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE COMPORTEMENT PLASTIQUE

3.7.1. Stratégie générale

3.7.2. Choix des champs de déformation utilisés pour l'identification paramétrique

3.8. CONCLUSION

3.1. INTRODUCTION

Ce chapitre a pour objet de définir les éprouvettes de traction biaxiale qui seront testées pour procéder à l'identification paramétrique du comportement plastique de différents matériaux dans le domaine de la traction biaxiale. Le dispositif expérimental utilisé pour ces essais a été décrit au chapitre précédent. Il sera utilisé dans sa version donnant des déplacements égaux dans les 2 directions de l'éprouvette.

L'objectif général de la conception a été d'obtenir des déformations suffisamment importantes sur toute la surface des éprouvettes, de façon que le niveau des déformations dans les différentes zones de l'éprouvette présente une bonne sensibilité aux caractéristiques plastiques d'écrouissage et d'anisotropie du matériau. Deux types d'éprouvettes ont été mis au point. Un premier type, nommé TU/TP (Traction Uniaxiale / Traction Plane), permet d'atteindre au sein d'une même éprouvette des états de contraintes allant de la traction uniaxiale à la traction plane. Cet objectif a été réalisé en usinant un trou au centre d'éprouvettes en forme de croix. L'objectif du second type d'éprouvettes, nommées TU/TP/TEB (Traction Uniaxiale / Traction Plane / Traction Equibiaxiale), est de pouvoir atteindre des états de contraintes équilibriaux, ce qui nécessite que la matière soit présente au centre de l'éprouvette. La difficulté pour ce second type d'éprouvettes a été d'obtenir une déformation au centre de l'éprouvette suffisamment importante, cette déformation tendant à être bloquée par la matière environnante, soumise à un état de traction plane.

Une analyse détaillée du comportement des 2 types d'éprouvettes est présentée dans ce chapitre. Cette analyse fait appel à des simulations numériques sur des matériaux fictifs, pour lesquels on fait varier les paramètres d'écrouissage et d'anisotropie. L'étude paramétrique ainsi réalisée permettra en particulier de mieux cerner les relations entre le comportement du matériau et le comportement de l'éprouvette, et de faciliter la compréhension et l'analyse des résultats expérimentaux qui seront présentés au chapitre 4.

3.2. DEFINITION DES EPROUVETTES DE TRACTION BIAXIALE

La forme générale des éprouvettes a d'abord été définie, avec comme contrainte imposée l'utilisation du dispositif de traction biaxiale existant.

3.2.1. Eprouvettes TU/TP

Ces éprouvettes sont conçues de façon à conduire, en allongement biaxial, à des champs de contraintes privilégiant les trajets de chargement en traction uniaxiale (TU) et en traction plane (TP). Le schéma des éprouvettes est donné sur la figure 3.1. Le seul paramètre géométrique que nous choisissons de faire varier dans cette géométrie est le rayon r_0 du trou central, qui pourra être choisi en fonction des matériaux testés.

Les calculs préliminaires par éléments finis montrent, comme cela est prévisible, une grande sensibilité du comportement des éprouvettes à la dimension du trou central, la localisation de la déformation et la rupture survenant soit dans les bras soumises à un état proche de la traction uniaxiale (zone notée TU), soit dans les zones de liaison reliant les bras, soumises à un état proche de la traction plane (zones notées TP).

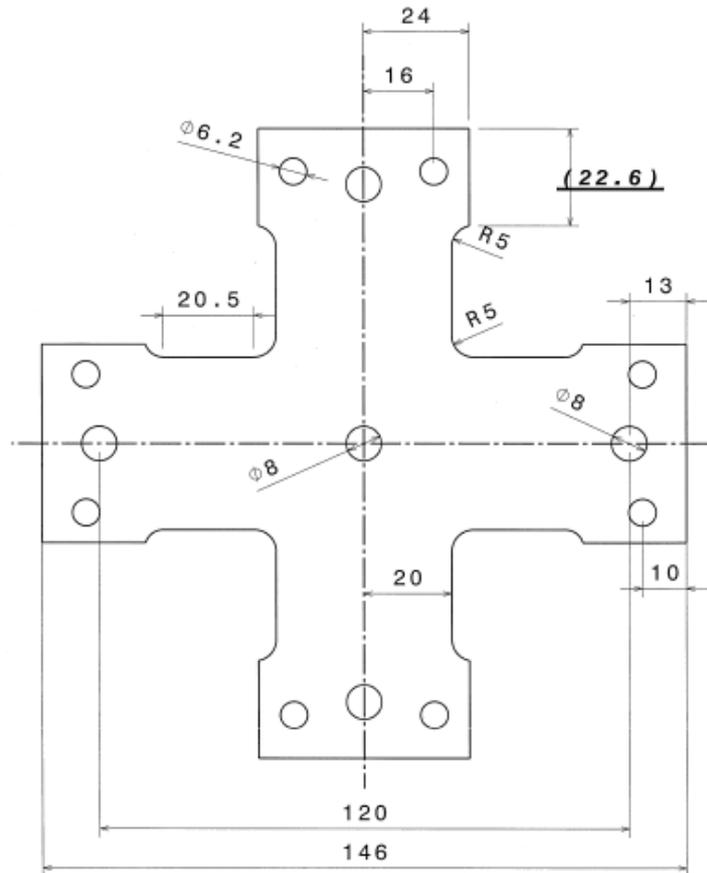


Figure 3.1. Schéma des éprouvettes TU/TP, comportant un trou central.
 $r_0 = 4 \text{ mm}$ sur le schéma.

3.2.2. Eprouvettes TU/TP/TEB

En allongement biaxial, ces éprouvettes sont soumises, selon la zone considérée, à des sollicitations de traction uniaxiale (TU), traction plane (TP) ou traction équibiaxiale (TEB).

De nombreuses simulations ont été faites avec le logiciel Abaqus pour optimiser l'éprouvette, et définir la forme la plus appropriée, de manière à favoriser la déformation équibiaxiale au centre de l'éprouvette. Ceci est réalisé grâce à des fentes dans les bras de l'éprouvette, afin de permettre l'écartement des brins constituant ces bras, et en cherchant à diminuer la rigidité de l'éprouvette autour de la partie centrale. La conception optimisée d'éprouvette est dictée par les moyens de fabrication, par l'usinabilité des éprouvettes, par le souci d'éviter de réaliser des éprouvettes d'épaisseur variable, et par la dimension du dispositif de traction biaxiale existant.

Eprouvettes TU/TP/TEB/1

Le schéma du premier type d'éprouvettes envisagées est donné sur la figure 3.2. Les bras des éprouvettes sont soumis à un état de contraintes proche de la traction uniaxiale (zone TU), alors que la partie centrale subit une traction équibiaxiale (zone TEB) et que les zones de raccordement, dont la largeur est diminuée par rapport à celle des bras, sont dans un état proche de la traction plane (zone TP). Les fentes réalisées le long des bras ont pour but de faciliter la déformation équibiaxiale au centre de l'éprouvette par un écartement des brins constituant les bras. Les entailles situées aux 4 angles de la partie centrale ont pour but de diminuer la dimension de la partie centrale de façon à faciliter sa déformation équibiaxiale. Toutefois, la présence de ces entailles empêche l'écartement des brins, de sorte que le domaine au voisinage de la traction plane prédomine dans la zone centrale de l'éprouvette et que les déformations proches d'un état équibiaxial sont faibles et limitées à une zone centrale très réduite.

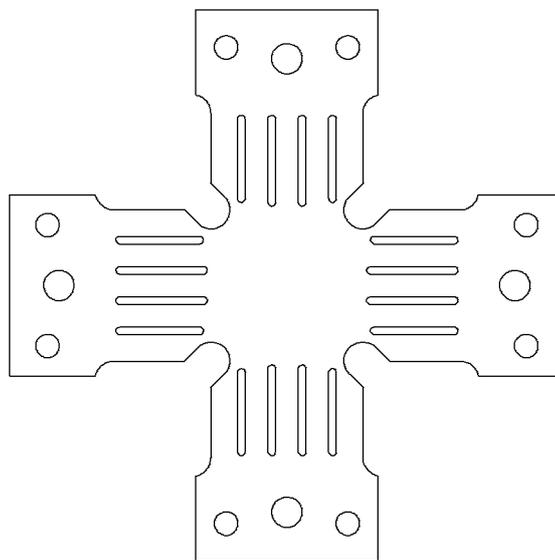


Figure 3.2. Schéma des éprouvettes TU/TP/TEB/1, comportant des entailles au niveau des raccordements des bras.

Eprouvettes TU/TP/TEB/2

Afin d'obtenir une zone centrale plus étendue soumise à des déformations équibiaxiales plus fortes, nous avons modifié ce type d'éprouvettes en envisageant non pas des entailles sur le contour externe de l'éprouvette, mais des trous, ou des fentes à 45° des axes de symétrie, à l'intérieur de la zone centrale, laissant ainsi un ligament reliant entre elles les parties externes des bras. La mise au point des éprouvettes consiste alors à optimiser par simulations numériques le nombre, les dimensions et positions des fentes longitudinales dans les bras et des trous ou fentes dans la partie centrale. Des exemples des différentes tentatives de conception sont montrés sur la figure 3.3.

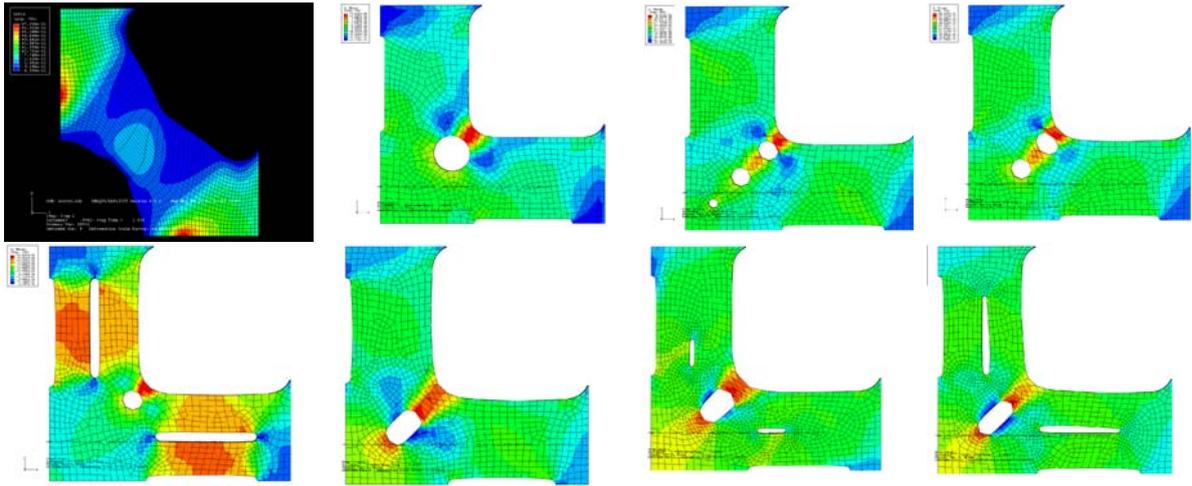


Figure 3.3. Distributions des déformations pour différentes éprouvettes TU/TP/TEB, comportant des trous ou des fentes dans la partie.

La réalisation finalement retenue est donnée sur la figure 3.4. On peut de cette façon obtenir un écartement des brins constituant les bras de l'éprouvette, et des déformations équilibriales de niveau appréciable au centre de l'éprouvette.

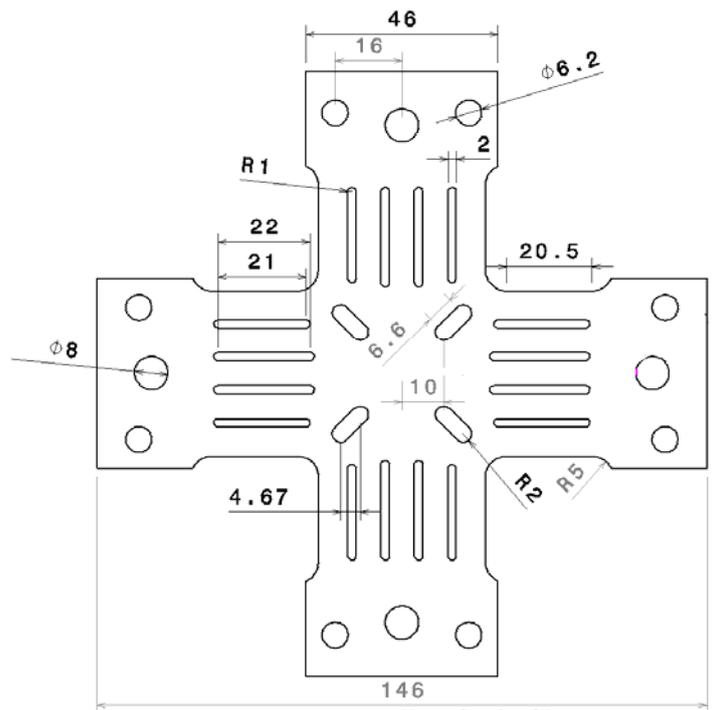


Figure 3.4. Schéma des éprouvettes TU/TP/TEB/2, comportant des fentes inclinées à 45° dans la partie centrale.

3.3. PREDIMENSIONNEMENT DES EPROUVETTES TU/TP

L'objectif d'un essai offrant une bonne sensibilité aux paramètres du comportement plastique, et en particulier à la forme de la surface de plasticité, est d'obtenir la localisation de la déformation plastique dans l'une ou l'autre des zones TU ou TP aussi tardivement que possible, sachant que le seul paramètre géométrique que nous avons choisi de faire varier est le rayon du trou central.

Dans le cas des éprouvettes TU/TP, un prédimensionnement analytique peut être effectué à partir des observations issues du calcul par éléments finis, à savoir que les bras (zone TU, de largeur initiale 40 mm) sont dans un état de contraintes proche de la traction uniaxiale et les zones de liaison entre bras (zone TP, de largeur initiale $(30.35 - r_0)$ mm) sont près de la traction plane. Le calcul de prédimensionnement que nous avons envisagé consiste à déterminer le rayon r_0 donnant des contraintes de traction uniaxiale σ_u dans les bras et de traction plane σ_{ps} dans les zones de raccordement entre bras, qui soient dans le rapport σ_u / σ_{ps} que l'on obtient à un même niveau de déformation équivalente. L'équilibre d'un quart de l'éprouvette (figure 3.5) conduisant à des forces F et $F\sqrt{2}/2$ dans les zones TU et TP respectivement, on obtient :

$$\frac{30.35 - r_0}{40} = \frac{\sqrt{2}}{2} \frac{\sigma_u}{\sigma_{ps}} \bigg|_{\bar{\epsilon}} \quad (3.1)$$

c'est-à-dire :

$$r_0 = 30.35 - 28.28 \frac{\sigma_u}{\sigma_{ps}} \bigg|_{\bar{\epsilon}} \quad (\text{mm}) \quad (3.2)$$

Les rayons supérieurs à cette valeur correspondent à une déformation plus forte dans la zone TP, les rayons inférieurs à une déformation plus forte dans la zone TU.

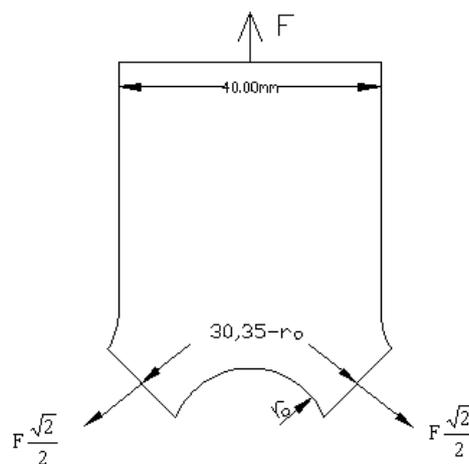


Figure 3.5. Schéma de l'équilibre d'un quart de l'éprouvette TU/TP.

A titre d'exemple, le rapport de contraintes σ_{ps}/σ_u obtenu avec le critère quadratique de Hill dans l'hypothèse d'isotropie plane est égal à :

$$\left. \frac{\sigma_{ps}}{\sigma_u} \right|_{\bar{\varepsilon}} = \frac{1+R}{\sqrt{1+2R}} \quad (3.3)$$

où R est le coefficient d'anisotropie normale. Les prévisions obtenues par le raisonnement précédent sont reportées sur la figure 3.6. Les points au dessus de la courbe correspondraient alors à une déformation plus forte et donc une striction et rupture dans la zone TP, les points en dessous à une striction et rupture dans la zone TU.

Les estimations précédentes ne représentent bien sûr qu'une approximation, puisque la localisation de la déformation n'est pas gouvernée par un critère de déformation équivalente limite, et que le calcul précédent se réfère à la géométrie non déformée. Des simulations numériques ont donc été effectuées pour affiner ces prévisions analytiques.

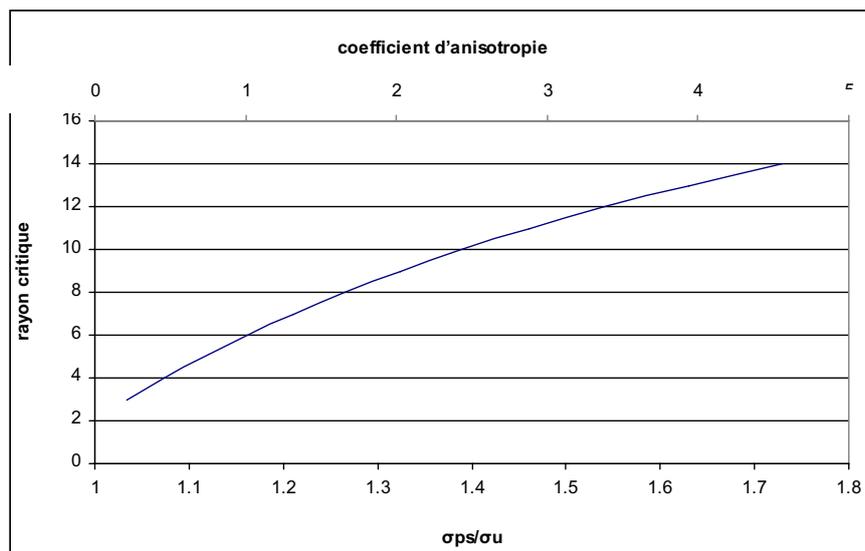


Figure 3.6. Evolution, en fonction du rapport de contraintes σ_{ps}/σ_u , du rayon du trou central définissant la transition entre une localisation de la déformation dans les bras et dans les zones de liaison entre bras, d'après le dimensionnement analytique.

Un tel prédimensionnement n'est par ailleurs pas envisageable dans le cas des éprouvettes TU/TP/TEB, qui présentent des champs de déformation beaucoup plus complexes dans la partie centrale.

3.4. DEFINITION DE MATERIAUX MODELES

Pour les matériaux modèles, nous nous sommes limités à des matériaux à isotropie plane. Les matériaux à isotropie transverse seront ceux que nous avons effectivement caractérisés, et qui seront étudiés au chapitre 4. Nous avons donc examiné la sensibilité de la réponse de l'éprouvette à différents paramètres, à savoir :

- L'exposant d'écroissage N , dans la loi d'écroissage de Swift, $\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^N$. Le coefficient K , qui définit le niveau de contraintes (et qui n'intervient pas dans les champs de déformations obtenus) a été pris égal à 600 MPa, et le coefficient ε_0 a été choisi de sorte que la limite élastique $\sigma_E = K\varepsilon_0^N$ soit égale à 150 MPa.
- les rapports σ_u / σ_{ps} , σ_u / σ_b , et le coefficient d'anisotropie normale R , qui sont liés entre eux une fois que la description analytique de la surface de plasticité est précisée. Nous envisagerons différentes formes de cette surface au travers du modèle FMM (Ferron et al., 1994).

Le tableau 3.1 précise les paramètres d'écroissage choisis :

Paramètres écroissage	N	K (MPa)	ε_0 *
Ecroissage faible	0,1	600	9,54 E-7
Ecroissage moyen	0,2	600	9,77 E-4
Ecroissage fort	0,4	600	0,03125

Tableau 3.1. Paramètres d'écroissage de la loi de Swift : $\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^N$

* : Valeur de ε_0 choisie de façon que $\sigma_0 = 150$ MPa ($\sigma_0 / K = 0,25$)

En ce qui concerne les paramètres de la surface de plasticité, on rappelle leur influence :

k : coefficient caractérisant l'importance de J3/J2

A, B : coefficients caractérisant l'anisotropie normale

m, n, p, q : exposants caractérisant l'anisotropie transverse

a, b : coefficients caractérisant l'anisotropie transverse

Pour les matériaux à isotropie plane, les paramètres a et b sont nuls, et le choix des exposants m, n, p, q est sans importance sur la surface de plasticité. Les paramètres du modèle de Hill quadratique sont définis par $k = 0$, et le paramètre A est égal à $1+2R$. Les paramètres du modèle FMM sont déterminés, en l'absence de données autres que celles issues de l'essai de traction, par la connaissance du coefficient d'anisotropie, assortie d'hypothèses complémentaires sur la surface de plasticité. Nous avons choisi d'imposer les conditions : $k = 0.2$ et $B = 3A$. Les paramètres des matériaux, et les propriétés associées sont donnés dans le tableau 3.2.

Paramètres d'anisotropie	k	A	B
Hill $R=0,5$	0	2	6*
von Mises	0	3	9*
Hill $R=2$	0	5	15*
Hill $R=4$	0	9	27*
FMM $R=0,5$	0,2	2,218	6,655
Drücker	0,2	3	9
FMM $R=2$	0,2	4,326	12,979
FMM $R=4$	0,2	6,582	19,746

Surface de plasticité	σ_{ps} / σ_u	σ_b / σ_u
Hill $R=0,5$	1,060	0,866
von Mises	1,155	1
Hill $R=2$	1,342	1,225
Hill $R=4$	1,667	1,575
FMM $R=0,5$	1,046	0,898
Drücker	1,112	1
FMM $R=2$	1,241	1,156
FMM $R=4$	1,451	1,389

Tableau 3.2. Paramètres de la surface de plasticité pour des matériaux isotropes (von Mises, Drücker) et à isotropie plane (Hill, FMM), caractérisés par un coefficient d'anisotropie normale R . Valeurs relatives des contraintes en traction uniaxiale, traction plane et traction équi-biaxiale associées aux différents critères.

Les courbes d'érouissage, et les surfaces de plasticité (normalisées par la contrainte de traction σ_u) de ces différents matériaux sont présentées dans les figures 3.7 et 3.8.

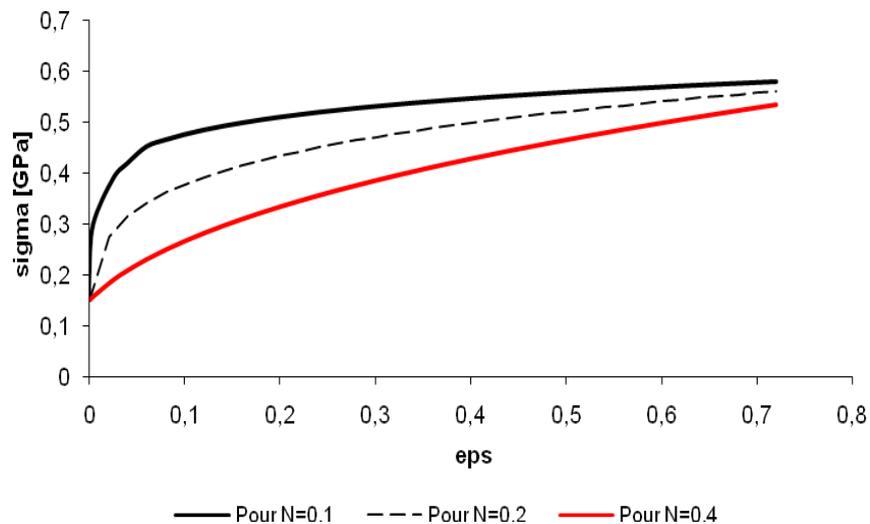


Figure 3.7. Courbes d'érouissage des matériaux définis par les paramètres du tableau 3.1.

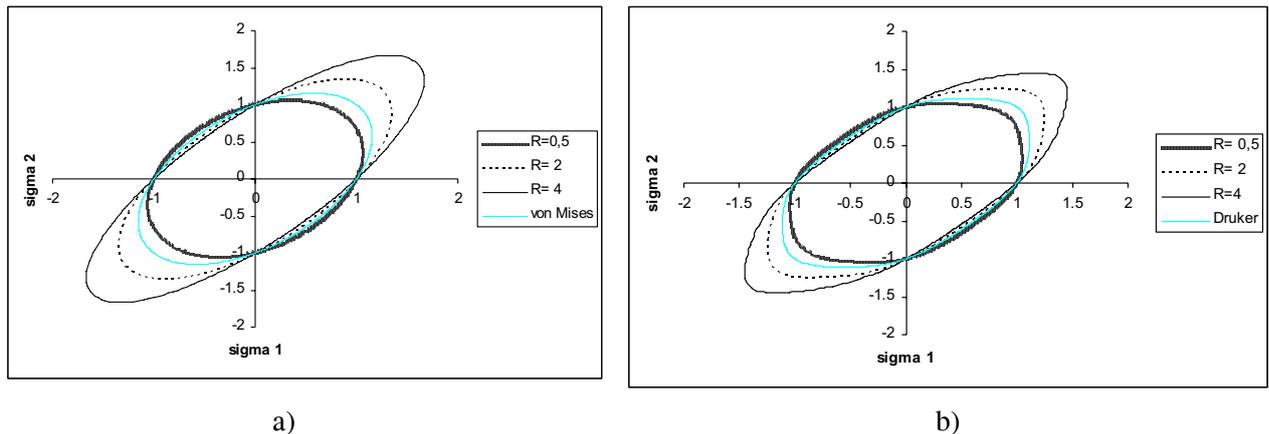


Figure 3.8. Surfaces de plasticité des matériaux définies par les paramètres du tableau 3.2. a) critères de von Mises et Hill ; b) critères de Drücker et FMM.

3.5. SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP

3.5.1. Simulations numériques des champs de déformation

Ces simulations sont tout d'abord présentées pour un exposant d'érouissage $N=0,2$. L'influence de l'érouissage sera analysée au § 3.5.2.

Comparaison avec la prévision analytique du calcul de prédimensionnement

L'évolution, en fonction du coefficient d'anisotropie R du matériau, du rayon critique du trou central définissant la transition entre une localisation de la déformation dans les bras (zone TU) et dans les zones de liaison entre bras de liaison (zone TP) est présentée sur la figure 3.9, pour le critère quadratique de Hill et pour le critère FMM, respectivement. On observe la même tendance avec les deux types de surfaces de plasticité. Toutefois, il apparaît que le meilleur choix du paramètre matériau définissant le rayon de transition n'est pas le coefficient R . En particulier, l'intervalle de valeur de ce rayon pour $R=2$ n'est pas le même avec les deux critères.

Le rayon critique est porté en fonction du rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u sur la figure 3.10. Cette fois ci, une courbe unique peut être définie pour l'évolution de ce rayon. L'allure générale de la courbe obtenue en fonction du rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u est la même que celle prévue analytiquement. Toutefois, contrairement aux prévisions analytiques, ce rayon tend vers une valeur de saturation lorsque le coefficient d'anisotropie R ou le rapport σ_{ps} / σ_u augmentent. Ce comportement s'explique, à partir de l'analyse des champs de déformation, en observant que pour les fortes valeurs de R ou de σ_{ps} / σ_u , l'état de traction plane n'est plus atteint dans les zones de liaison entre bras, mais que la déformation principale mineure est négative dans toute la largeur des zones de liaison entre bras, ce qui correspond à un état de contraintes qui se situe entre la traction uniaxiale et la traction plane.

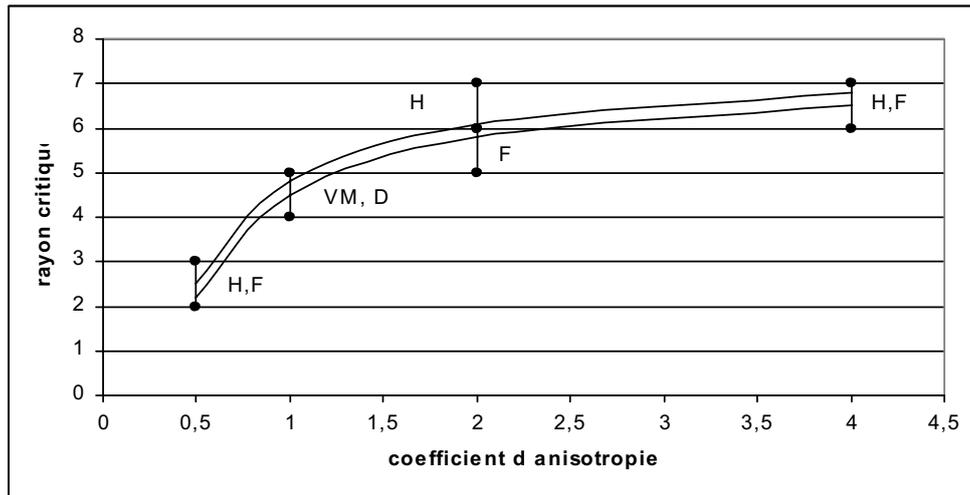


Figure 3.9. Evolution du rayon critique du trou central en fonction du coefficient d'anisotropie R , pour les critères de von Mises (VM), de Hill (H), de Drücker (D) et FMM (F). La valeur inférieure de l'intervalle correspond à une localisation de la déformation dans les bras (zone TU) et la valeur supérieure correspond à une localisation dans les zones de liaison entre bras (zone TP).

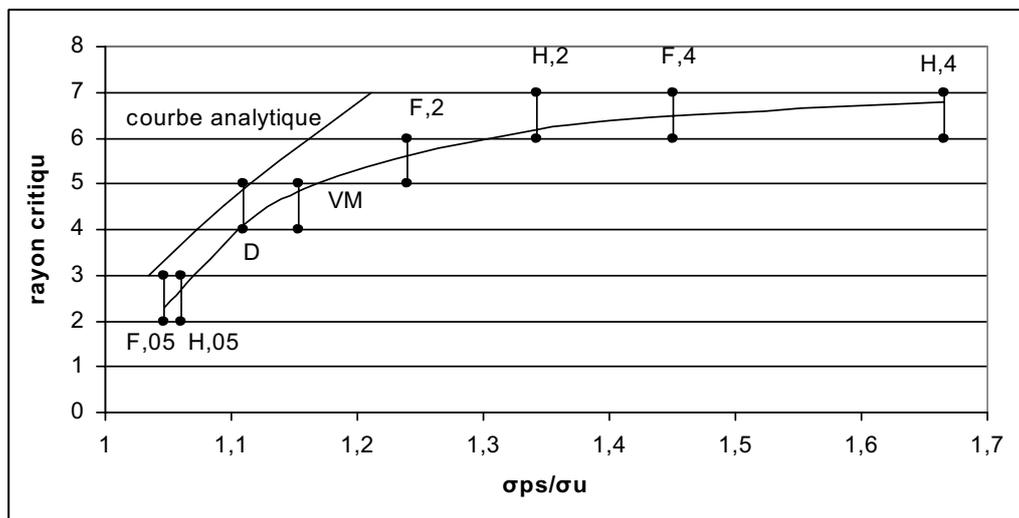


Figure 3.10. Evolution du rayon critique du trou central en fonction du rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u , pour les critères de von Mises (VM), de Hill (H), de Drücker (D) et FMM (F).

La valeur inférieure de l'intervalle correspond à une localisation de la déformation dans les bras (zone TU) et la valeur supérieure correspond à une localisation dans les zones de liaison entre bras (zone TP). L'approximation analytique (Eq 3.2) est également reportée.

Notations : H,2 : critère de Hill ; coefficient d'anisotropie $R=2$.

Analyse des champs de déformation

Parmi les résultats des simulations numériques, nous présentons dans la figure 3.10 les champs de déformation plastique en épaisseur (ϵ_{3p}) qui indiquent les zones où la localisation de la déformation est en train de se développer, et les champs représentant le rapport des déformations principales dans le plan ($\rho = \epsilon_{2p} / \epsilon_{1p}$). Ces résultats sont pris pour un allongement Δl de 5 mm dans les deux directions

sur un quart de l'éprouvette, ce qui correspond à un allongement de 10 mm pour l'éprouvette complète, et donc un allongement conventionnel moyen de 10% dans les deux directions.

Les exemples de la figure 3.11 sont présentés en distinguant les résultats pour un rayon inférieur au rayon critique, donnant une localisation de la déformation dans les bras, figure 3.11a, et pour un rayon supérieur au rayon critique, donnant une localisation de la déformation dans les zones de liaison entre bras, figure 3.11b.

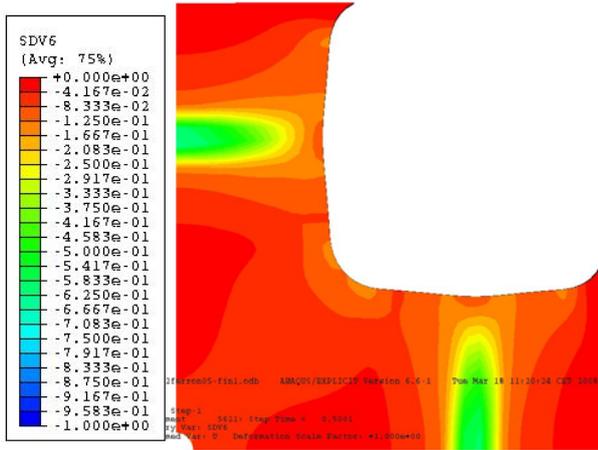
On remarque en particulier :

- sur le bord des bras, un rapport de déformations indiquant un état de traction uniaxial, caractérisé par $\rho = -R/(1+R)$,
- dans les zones de liaison entre bras, un rapport de déformation légèrement supérieur à zéro pour les faibles valeurs de σ_{ps}/σ_u , mais devenant négatif pour les fortes valeurs,
- sur les axes de symétrie de l'éprouvette, une zone proche du trou central, où le rapport de déformation est fortement positif pour les faibles valeurs de σ_{ps}/σ_u , puis tend à s'estomper pour les fortes valeurs,
- dans le cas des rayons inférieurs au rayon critique, une double striction inclinée dans les bras, formant une croix, l'amincissement maximal étant situé sur les axes de symétrie de l'éprouvette.

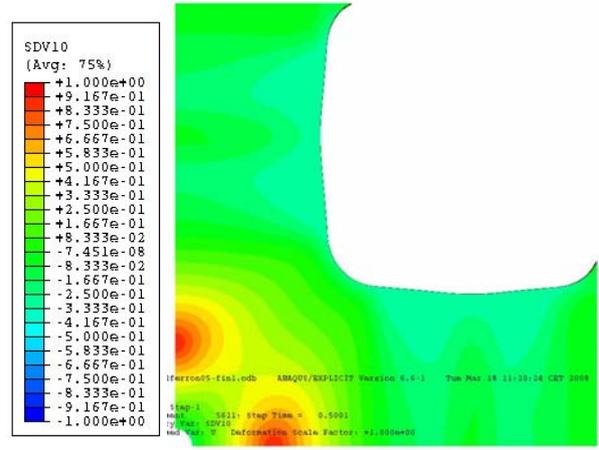
On observe également que lorsque la striction se produit dans les bras, le contour de l'éprouvette déformée est nettement différent pour les faibles valeurs et les fortes valeurs de R . Pour R grand, la forte diminution de largeur des bras tend à « arrondir » le contour extérieur, et à augmenter fortement le rayon de raccordement des bras. Cet effet ne se fait pratiquement pas sentir lorsque la striction se produit dans les zones de liaison entre bras, la déformation des bras étant alors beaucoup plus faible.

L'ensemble des résultats s'organise de façon cohérente en fonction du rapport de contraintes σ_{ps}/σ_u . La comparaison des résultats obtenus pour le même rayon $r_0 = 6$ mm et le même coefficient d'anisotropie $R = 2$, respectivement avec le critère de Hill et avec le critère FMM, figure 3.12, permet de visualiser de façon très nette la sensibilité du comportement de l'éprouvette au modèle de plasticité choisi. Le critère de Hill prévoit une striction dans les bras alors que le modèle FMM prévoit une striction dans les zones de liaison, en raison d'une plus forte valeur du rapport de contraintes σ_{ps}/σ_u avec le critère de Hill.

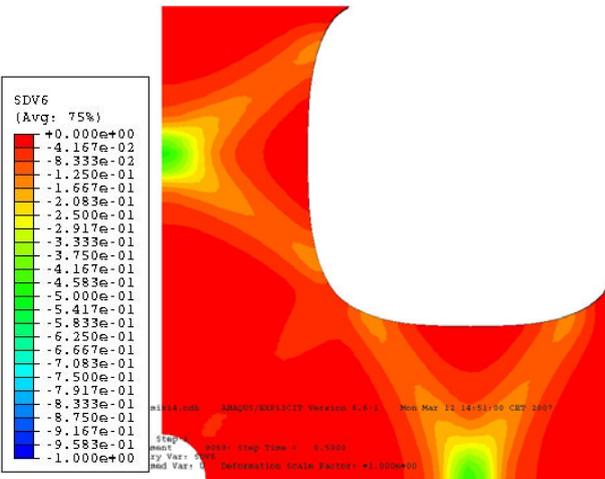
$R=0,5 ; r_0=2 \text{ mm}$ Critère de FMM ε_{3p}



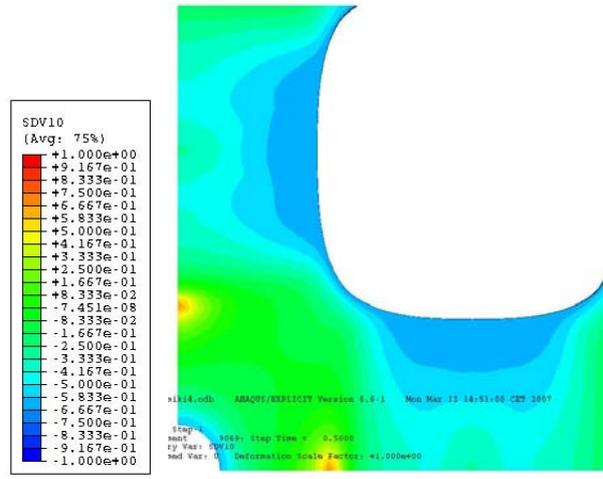
$R=0,5 ; r_0=2 \text{ mm}$ Critère de FMM $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$



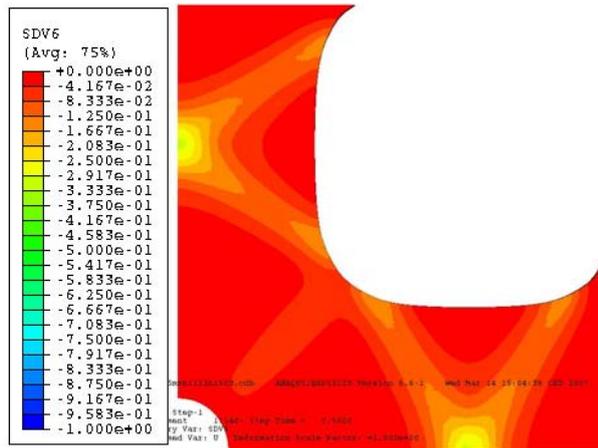
$R=2 ; r_0=5 \text{ mm}$ Critère de FMM ε_{3p}



$R=2 ; r_0=5 \text{ mm}$ Critère de FMM $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$



$R=2 ; r_0=6 \text{ mm}$ Critère de Hill ε_{3p}



$R=2 ; r_0=6 \text{ mm}$ Critère de Hill $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$

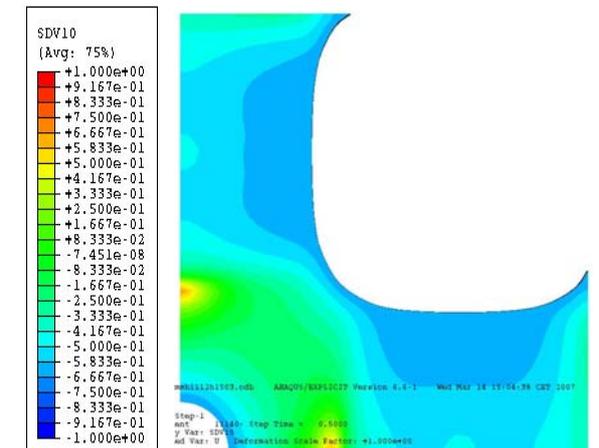
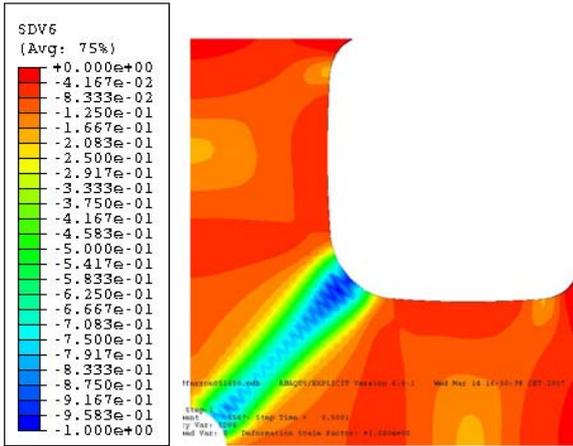


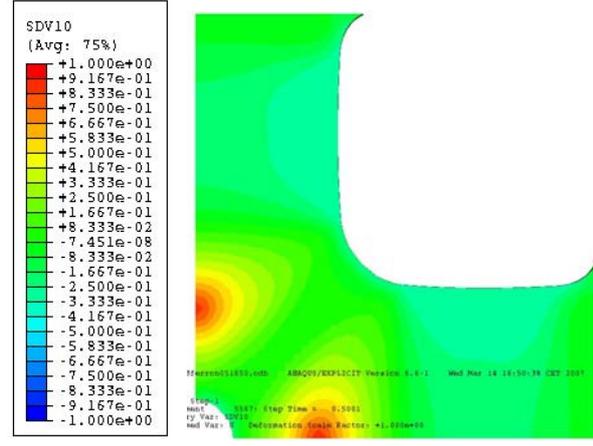
Figure 3.11.a. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) et des rapports des déformations principales dans le plan ($\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$) pour différents cas correspondant à une striction dans les bras.

Les échelles vont de -1 à 0 pour ε_{3p} et de -1 à 1 pour $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$.

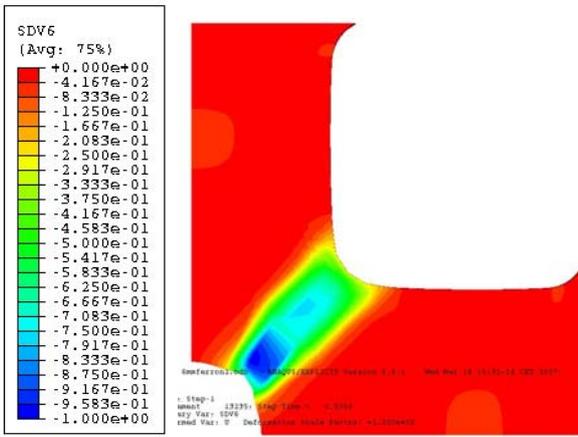
$R=0,5 ; r_0=3 \text{ mm}$ Critère de FMM ε_{3p}



$R=0,5 ; r_0=3 \text{ mm}$ Critère de FMM $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$



$R=2 ; r_0=6 \text{ mm}$ Critère de FMM ε_{3p}



$R=2 ; r_0=6 \text{ mm}$ Critère de FMM $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$

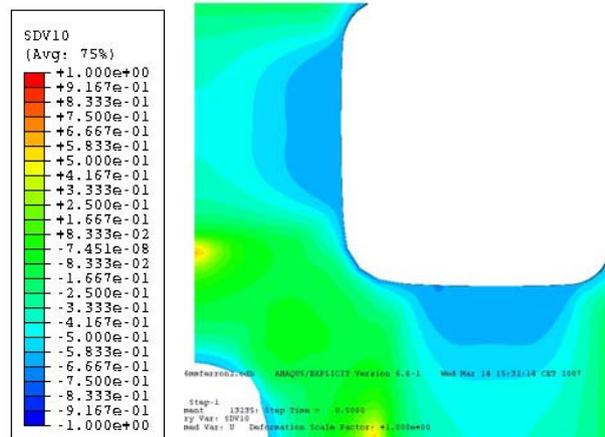


Figure 3.11.b. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) et des rapports des déformations principales dans le plan ($\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$) pour différents cas correspondant à une striction dans les zones de liaison entre bras de raccordement. Les échelles vont de -1 à 0 pour ε_{3p} et de -1 à 1 pour $\rho = \varepsilon_{2p}/\varepsilon_{1p}$.

La figure 3.13 illustre la sensibilité du comportement au rayon r_0 du trou central, avec le passage d'une striction dans les bras à une striction dans les brins lorsque r_0 augmente.

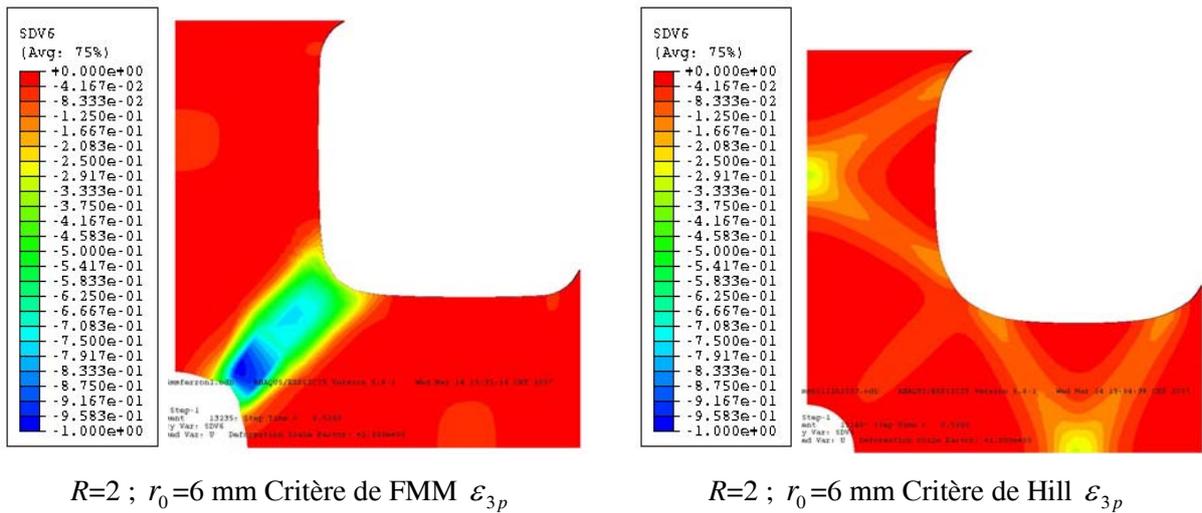


Figure 3.12. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) pour $R=2$ et $r_0 = 6 \text{ mm}$, avec le critère de Hill et le critère FMM. Les échelles vont de -1 à 0.

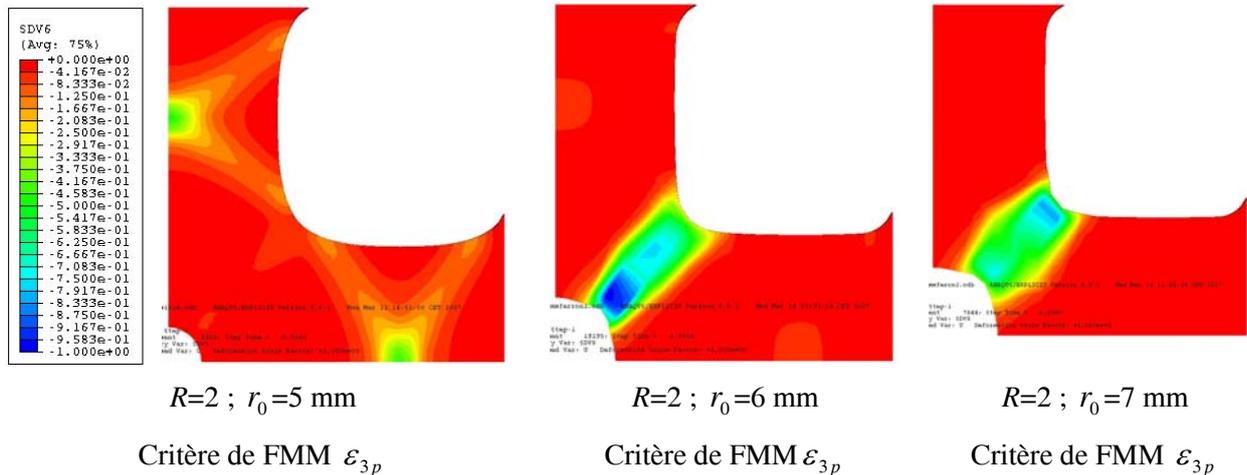


Figure 3.13. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) pour différents rayons du trou central. Les échelles vont de -1 à 0.

Confirmation du rôle de σ_{ps} / σ_u comme paramètre principal

Afin de confirmer le rôle prépondérant du rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u dans la prévision des champs de déformation obtenus avec l'éprouvette TU/TP, nous avons envisagé deux matériaux distincts, vérifiant respectivement le critère de Hill et le critère FMM, avec deux coefficients d'anisotropie distincts mais avec le même rapport σ_{ps} / σ_u . Les caractéristiques d'anisotropie de 3 groupes de tels matériaux sont données dans le Tableau 3.3.

Les champs de déformation plastique en épaisseur (ε_{3p}) sont présentés sur la figure 3.14, pour les 2 matériaux (Hill, $R = 1,45$) et (FMM, $R=2$), et pour trois valeurs du rayon r_0 se situant de part et d'autre du « basculement » entre striction dans les bras et dans les zones de liaison entre bras.

Paramètres anisotropie	k	A	B	σ_{ps} / σ_u	σ_b / σ_u
Hill $R = 0,415$	0	1,83	5,49	1,046	0,841
FMM $R = 0,5$	0,2	2,218	6,655	1,046	0,898
Hill $R = 0,777$	0	2,554	7,662	1,112	0,943
Drücker $R = 1$	0,2	3	9	1,112	1
Hill $R = 1,45$	0	3,90	11,70	1,241	1,107
FMM $R = 2$	0,2	4,326	12,979	1,241	1,156

Tableau 3.3. Paramètres de la surface de plasticité pour 3 groupes de 2 matériaux donnant deux à deux le même rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u .

Pour les valeurs $r_0 = 5$ mm et $r_0 = 6$ mm, les champs de déformation sont proches pour les deux matériaux. La striction est visible dans les bras (zone TU) et dans les zones de raccordement (zone TP), mais elle se développe de façon catastrophique dans les bras pour $r_0 = 5$ mm et dans les zones de raccordement pour $r_0 = 6$ mm. Pour $r_0 = 5,1$ mm, les champs de déformation sont proches pour les deux matériaux pour un allongement de 5 mm, mais la striction se développe ensuite de façon catastrophique dans les bras pour le matériau (Hill, $R=1,45$), et dans les zones de raccordement pour le matériau (FMM, $R=2$). Ainsi, nous avons observé que la valeur critique de r_0 pour que la striction bascule plutôt dans l'une ou l'autre zone diffère de 0,1-0,2 mm pour les 2 matériaux. On peut néanmoins considérer que le rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u représente le principal paramètre régissant les champs de déformation obtenus.

3.5.2. Influence de l'écroutissage

Un écroutissage fort a tendance à adoucir les gradients de déformation, et, par exemple, à retarder l'apparition de la striction. Nous présentons sur la figure 3.15 les champs de déformation plastique en épaisseur (ε_{3p}) obtenus avec le critère de von Mises, pour un allongement $\Delta l = 5$ mm avec $N = 0,1$ et $0,2$, et $\Delta l = 10$ mm avec $N = 0,4$, et pour les deux valeurs de rayon du trou central $r_0 = 4$ mm et 5 mm.

Dans tous les cas, la striction se développe dans les zones de liaison pour $r_0 = 5$ mm. On note très nettement la moins forte hétérogénéité des déformations pour N grand. La striction apparaît nettement dans les bras pour $N = 0,1$, la situation étant plus équilibrée pour $N = 0,2$ et $0,4$. Comme cela était attendu, le principal effet d'un écroutissage fort est de retarder le développement des gradients de déformation.

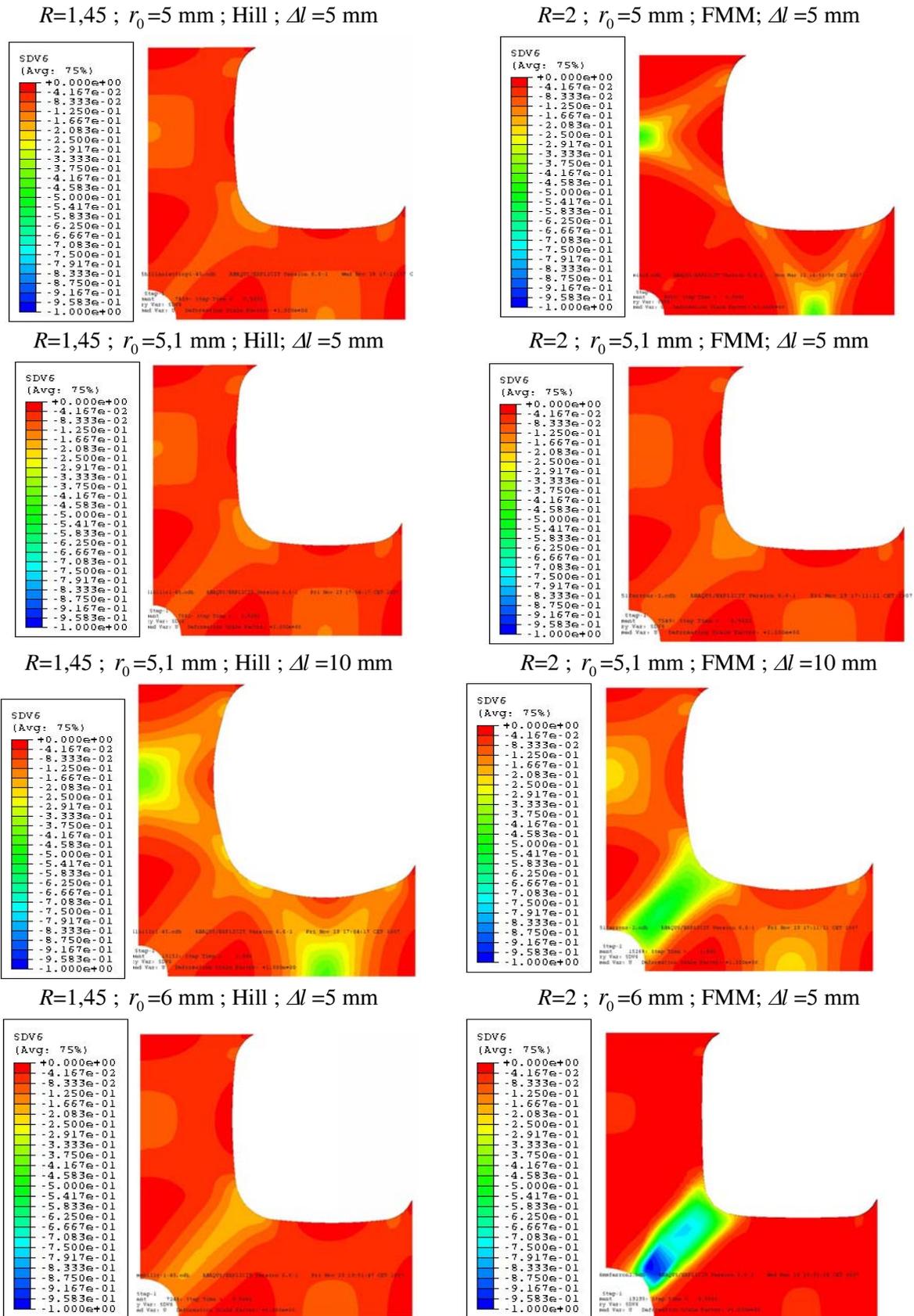
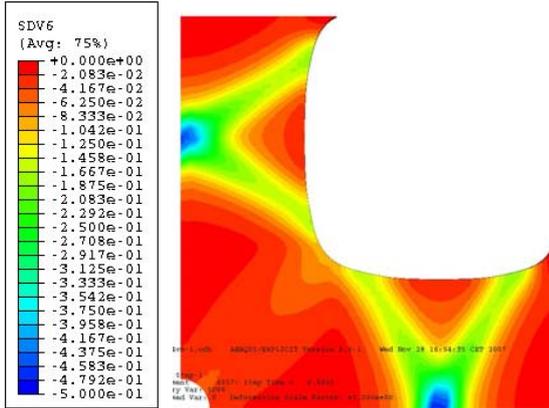


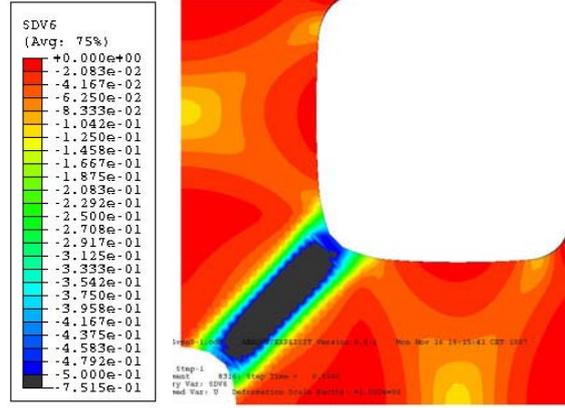
Figure 3.14. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ϵ_p) pour deux matériaux présentant la même valeur σ_{ps} / σ_u et pour différents rayons r_0 .

Les échelles vont de -1 à 0.

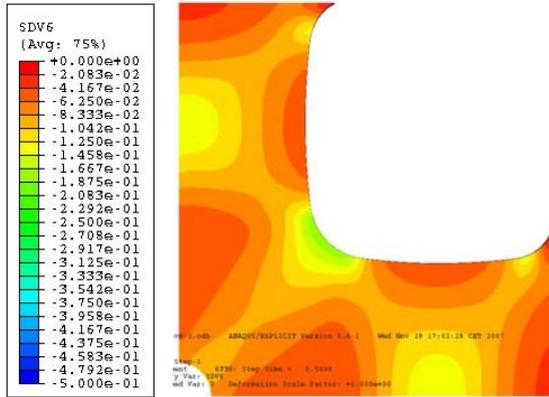
$N=0,1 ; r_0=4 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}



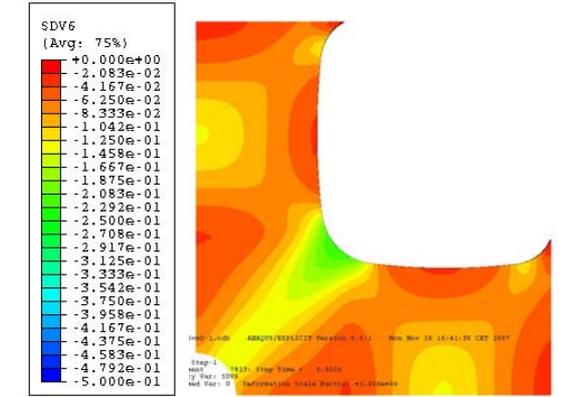
$N=0,1 ; r_0=5 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}



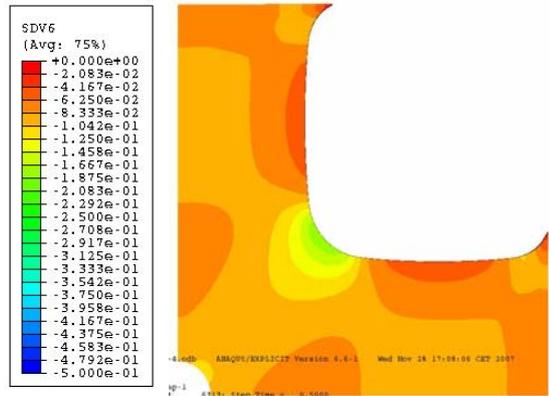
$N=0,2 ; r_0=4 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}



$N=0,2 ; r_0=5 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}



$N=0,4 ; r_0=4 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}



$N=0,4 ; r_0=5 \text{ mm}$ Critère de von Mises ε_{3p}

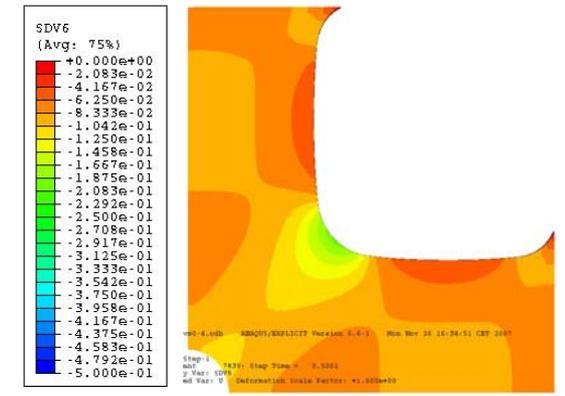


Figure 3.15. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) pour différents exposants d'écroutissage et pour deux valeurs du rayon du trou central. Les échelles vont de -0,5 à 0.

3.5.3. Simulations numériques de la courbe force-allongement

La figure 3.16 montre quelques exemples des courbes force-allongement obtenues dans les simulations. On observe en particulier :

- une décroissance plus précoce de la force lorsque le rayon r_0 augmente et que l'on passe d'une striction dans les bras (4,D) à une striction dans les zones de liaison (5,D, 5,F,2 et 6,F,2), figure 3.16a.

- un niveau de force plus élevé pour le critère de Hill (6,H,2) que pour les critères de Drücker et FMM (6,F,2), pour la même valeur de R en raison de rapports de contraintes σ_{ps} / σ_u plus élevés, figure 3.16b.

Les courbes force-allongement sont donc très dépendantes à la fois de la géométrie (rayon r_0) et du modèle de comportement. La force maximum est obtenue pour un allongement relatif variant entre 4 et 10%, la valeur de cet allongement dépendant fortement du « dosage » relatif de déformation dans les bras et dans les zones de liaison. L'identification du comportement plastique utilisant les courbes globales force-déplacement nous semble particulièrement délicate, et les résultats expérimentaux force-déplacement ne seront pas utilisés pour cette identification.

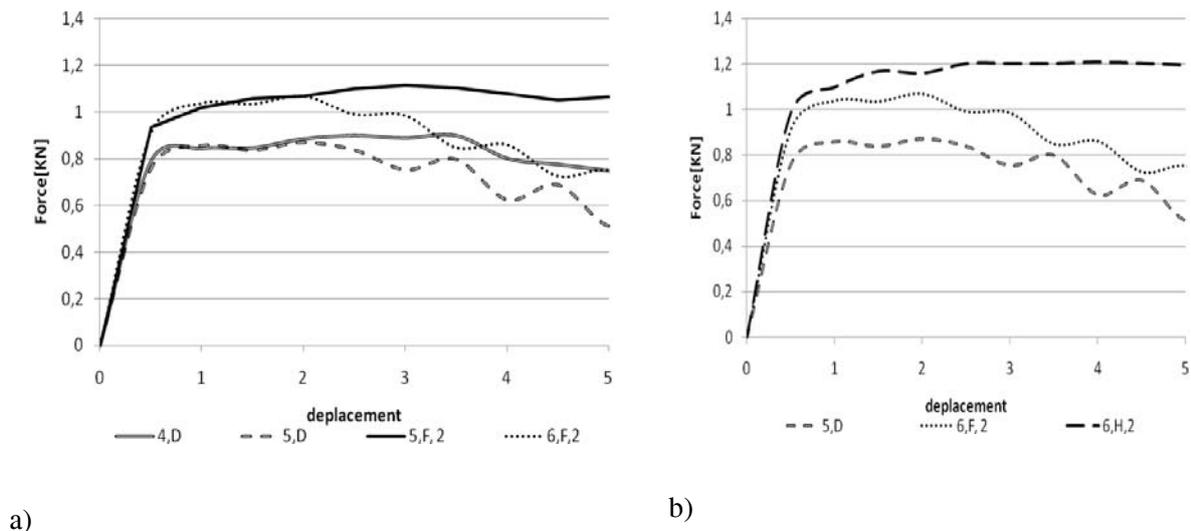


Figure 3.16. Exemples de courbes force-allongement pour les critères de von Mises (VM), de Hill (H), de Drücker (D) et FMM (F).

Notations : 6,H,2 : $r_0 = 6 \text{ mm}$; critère de Hill ; coefficient d'anisotropie $R=2$.

3.6. SIMULATIONS NUMERIQUES DES EPROUVETTES TU/TP/TEB

Les éprouvettes de type TU/TP/TEB1 donnant des niveaux de déformation équiaxiale au centre de l'éprouvette trop faibles, seules les éprouvettes de type TU/TP/TEB2 sont considérées ici, voir figure 3.4. Les simulations numériques ont permis de mettre au point de façon précise un positionnement des fentes donnant une bonne sensibilité des déformations de traction équiaxiale au centre de l'éprouvette au modèle de comportement du matériau. Une seule géométrie a été retenue pour cette éprouvette.

Contrairement à l'éprouvette TU/TP pour laquelle on peut choisir le rayon du trou central, la géométrie adoptée pour l'éprouvette TU/TP/TEB ne présente pas de valeur ajustable. Nous limitons donc l'étude sur matériaux modèles à l'analyse des champs de déformation.

Les champs de déformation plastique en épaisseur (ϵ_{3p}) obtenus pour un allongement $\Delta l = 5$ mm, sont présentés sur la figure 3.17 pour les 6 matériaux envisagés dans le tableau 3.3. Les simulations sont effectuées pour un exposant d'écroutissage $N=0,2$

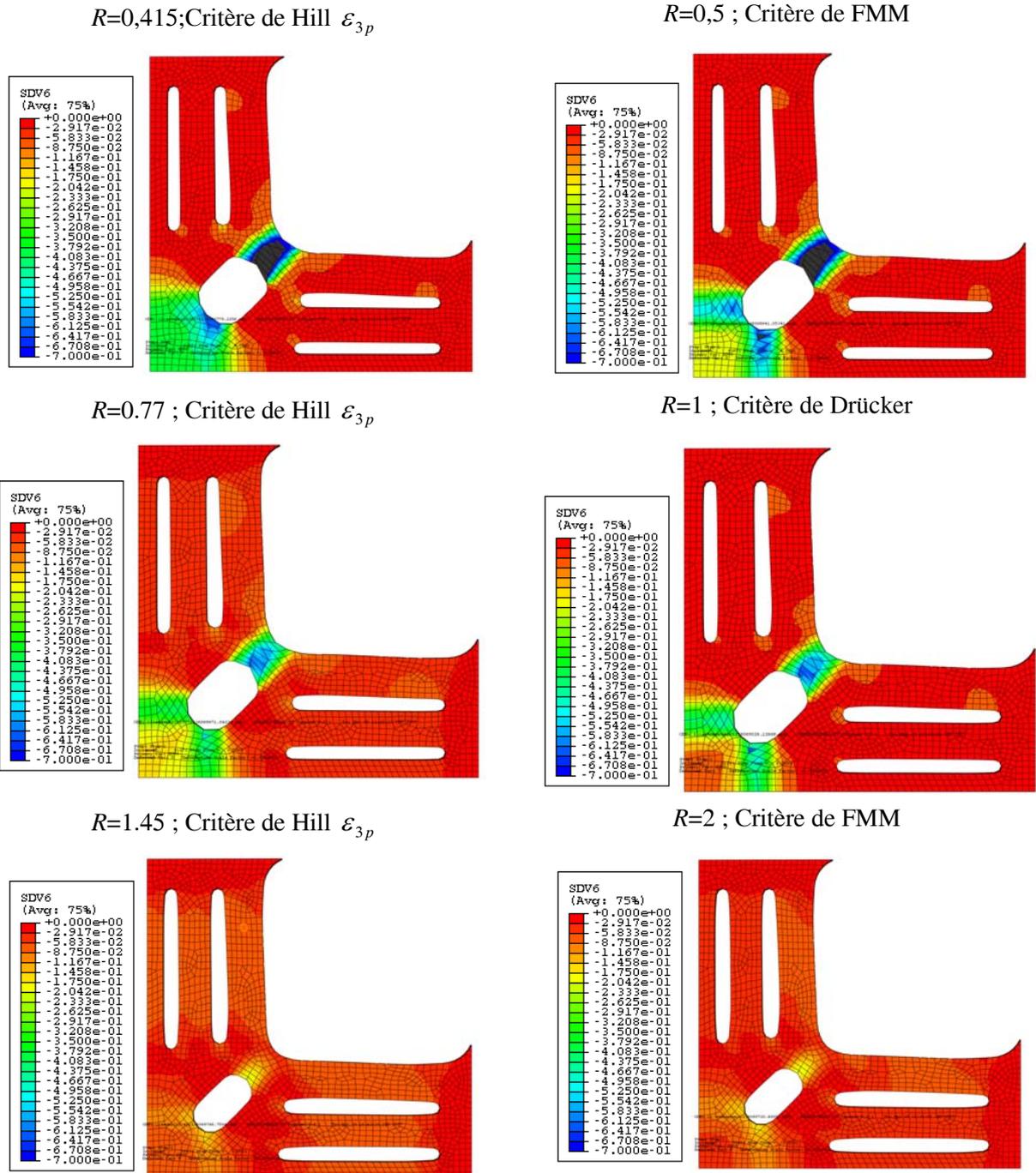


Figure 3.17. Distributions spatiales des déformations plastiques en épaisseur (ε_{3p}) pour les différents matériaux définis dans le tableau 3.3.

Les échelles vont de -0.7 à 0.

Les valeurs de la déformation plastique $|\varepsilon_{3p}|$ au centre de l'éprouvette obtenues pour ces différents matériaux sont reportées sur la figure 3.18 en fonction du rapport de contraintes σ_b / σ_u . On observe que la déformation au centre de l'éprouvette diminue fortement lorsque le rapport σ_b / σ_u augmente, et que les formes différentes des surfaces de charge obtenues entre la traction uniaxiale et la déformation équi-biaxiale avec les deux critères influent relativement peu sur cette évolution. On peut donc considérer que pour les éprouvettes TU/TP/TEB, le rapport de contraintes σ_b / σ_u représente le principal paramètre régissant les champs de déformation obtenus.

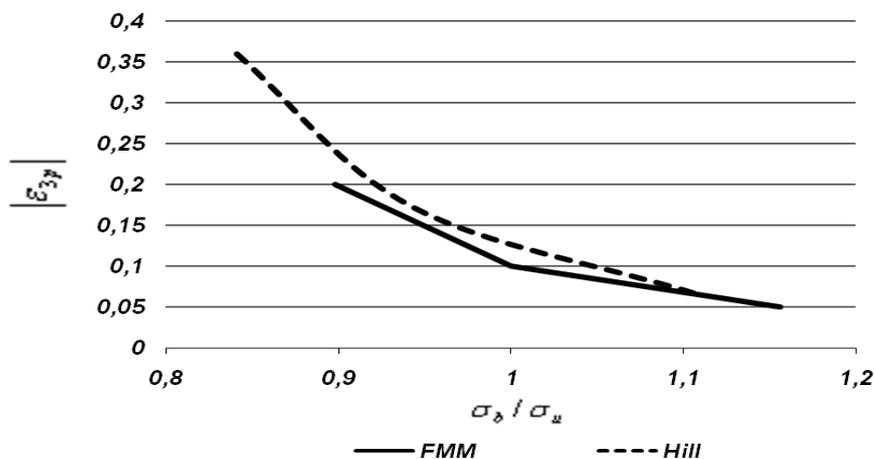


Figure 3.18. Influence du rapport de contraintes σ_b / σ_u sur la déformation plastique en épaisseur (ε_{3p}) au centre de l'éprouvette TU/TP/TEB

3.7. STRATEGIE D'IDENTIFICATION DES PARAMETRES DE COMPORTEMENT PLASTIQUE

3.7.1 Stratégie générale

Comme nous l'avons signalé au § 3.5.3, l'analyse des résultats globaux force-déplacement semble peu appropriée à une identification paramétrique, par opposition avec la richesse des informations obtenues avec les champs de déformation. La procédure d'identification paramétrique adoptée est la suivante :

Première étape : analyse des résultats de traction uniaxiale :

Les caractéristiques d'écroutissage et les coefficients de Lankford seront déterminés à partir d'essais de traction uniaxiale. Contrairement aux matériaux analysés dans ce chapitre, les matériaux

réels présentent une anisotropie transverse. Des essais effectués à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage fourniront donc les coefficients de Lankford R_0 , R_{45} , R_{90} , mais aussi les valeurs de σ_0 , σ_{45} , σ_{90} à niveau de travail plastique donné. Nous avons analysé au Chapitre 2 comment les exposants d'anisotropie transverse m , n et p interviennent dans le couplage entre l'anisotropie de déformation (évolution de $R(\alpha)$) et l'anisotropie de contraintes (évolution de $\sigma(\alpha)$). La première étape de l'identification consistera à déterminer les exposants m , n et p permettant d'ajuster à la fois les valeurs de R_0 , R_{45} , R_{90} , et de σ_0 , σ_{45} , σ_{90} , en prenant $k = 0$. On rappelle que le paramètre k intervient très peu dans le couplage entre $R(\alpha)$ et $\sigma(\alpha)$, et que des exposants q différents de 1 conduisent à des évolutions non constatées de $\sigma(\alpha)$.

Deuxième étape : analyse des résultats de traction biaxiale

On conservera les valeurs trouvées pour m , n , p à partir de l'analyse des résultats de traction uniaxiale ; 5 paramètres restent donc à identifier : k , A , B , a , b , les données servant à l'identification étant fournies par R_0 , R_{45} , R_{90} , et les champs de déformation expérimentaux. On utilise une procédure d'optimisation pour déterminer le couple (k, B) permettant de minimiser l'écart entre champs de déformation expérimentaux et calculés, sachant que pour chaque couple (k, B) les paramètres A , a et b sont déterminés connaissant R_0 , R_{45} et R_{90} .

Le tableau 3.4 résume la procédure générale d'identification, une fois que les paramètres d'écroutissage ont été déterminés à partir des essais de traction uniaxiale.

Paramètres définissant la surface de plasticité :

8 paramètres : k, A, B, m, n, p, a, b

Première étape : analyse des résultats de traction uniaxiale :

Données : R_0, R_{45}, R_{90}

Procédure : On prend $k = 0$, d'où $A = 1 + 2 R_{45}$, B indéterminé

On essaie différents m, n, p pour ajuster les évolutions de $\sigma(\alpha)$

(les paramètres a et b sont déterminés connaissant R_0 et R_{90}).

On conserve les valeurs trouvées pour m, n, p pour la suite de l'identification.

Deuxième étape : analyse des résultats de traction biaxiale :

Données : R_0, R_{45}, R_{90} , champs de déformation expérimentaux

Procédure : On analyse la surface de réponse pour déterminer le couple (k, B) permettant de minimiser l'écart entre champs de déformation expérimentaux et calculés.

(pour chaque couple (k, B) les paramètres A, a et b sont déterminés

connaissant R_0, R_{45} et R_{90}).

Tableau 3.4. Schéma général de la procédure d'identification des paramètres de la surface de charge.

3.7.2. Choix des champs de déformation utilisés pour l'identification paramétrique

L'analyse de sensibilité des champs de déformation aux paramètres d'anisotropie plastique a montré que :

- **Pour les éprouvettes TU/TP :** les paramètres de la surface de charge influent fortement sur le niveau relatif des déformations sur les axes de symétrie et sur les directions diagonales dans les zones liaison entre les bras de l'éprouvette ;
- **Pour les éprouvettes TU/TP/TEB :** les paramètres de la surface de charge influent fortement sur le niveau de déformation équibiaxiale au centre de l'éprouvette.

Les champs de déformation finalement retenus pour l'identification sont :

Pour les éprouvettes TU/TP : les déformations principales majeures ε_1 obtenues sur les lignes définies sur la figure 3.19. Il s'agit :

- de l'axe de symétrie dirigé selon la direction de laminage DL, noté axe DL (lignes DL1 et DL2 dans les expériences)
- de l'axe de symétrie dirigé selon la direction transverse DT, noté axe DT (lignes DT1 et DT2 dans les expériences)
- de la ligne inclinée à 45° dans les zones de liaison entre bras, notée ligne DD (lignes DD1, DD2, DD3 et DD4 dans les expériences).

De plus les déformations le long de ces lignes sont analysées « jusqu'au centre de l'éprouvette », c'est-à-dire que les « déformations du trou central » $\varepsilon_1 = \ln(r_f / r_0)$, où r_0 et r_f représentent le rayon initial et final du trou, sont prises en compte dans l'identification paramétrique.

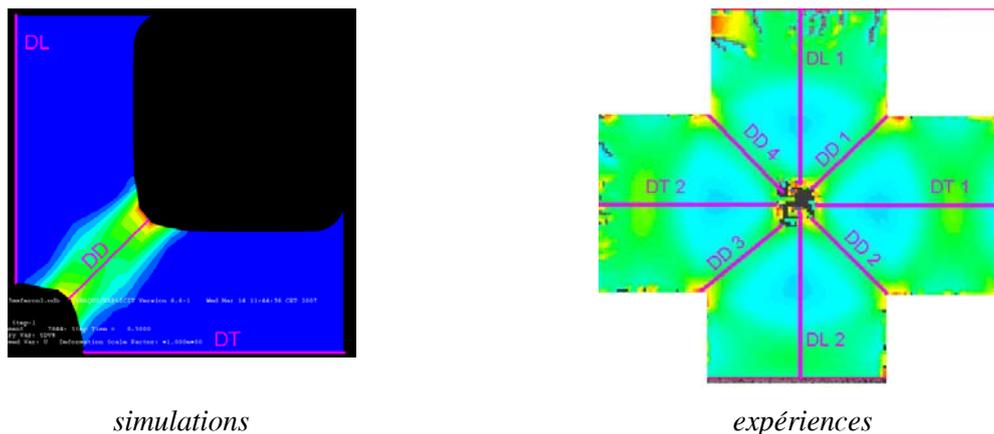
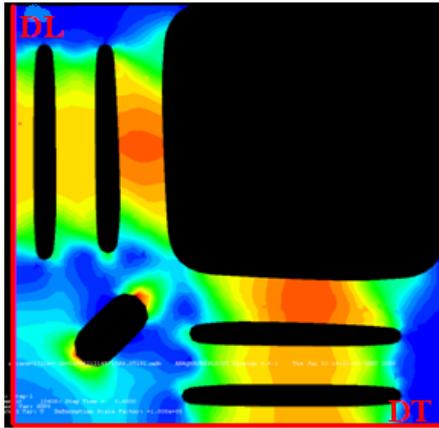


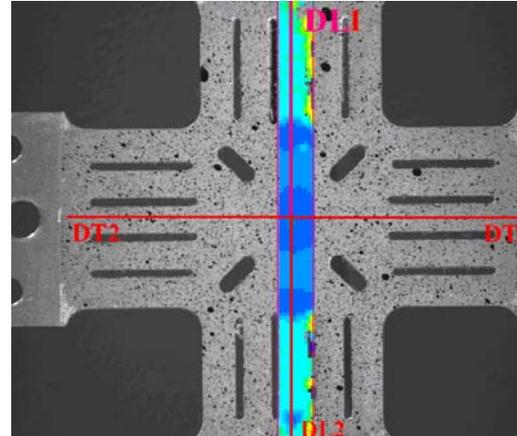
Figure 3.19. Eprouvettes TU/TP : définition des lignes sur lesquelles sont analysées les déformations principales ε_1 .

Pour les éprouvettes TU/TP/TEB : les déformations principales majeures ε_1 obtenues sur les axes de symétrie de l'éprouvette. Il s'agit :

- de l'axe de symétrie dirigé selon la direction DL, noté axe DL (lignes DL1 et DL2 dans les expériences)
- de l'axe de symétrie dirigé selon la direction DT, noté axe DT (lignes DT1 et DT2 dans les expériences).



simulations



expériences

Figure 3.20. Eprouvettes TP/TU/TEB : définition des lignes sur lesquelles sont analysées les déformations principales ε_1 .

Des essais de validation (présentés au chapitre 5) sur des éprouvettes découpées à 45° de la direction de laminage seront également réalisés, les champs de déformation étant toujours analysés sur les axes de symétrie de l'éprouvette (à $\pm 45^\circ$ de DL), et, pour les éprouvettes TU/TP, sur les lignes inclinées à 45° dans les zones de liaison entre bras (à 0° ou 90° de DL).

La procédure de minimisation est décrite dans le chapitre 4.

3.8. CONCLUSION

Les champs de déformations obtenus par simulations numériques avec les deux types d'éprouvettes notées TU/TP et TU/TP/TEB sont fortement sensibles aux rapports de contraintes, σ_{ps} / σ_u et σ_b / σ_u , respectivement. Ce résultat est important pour finalement être en mesure d'identifier avec précision les surfaces de plasticité dans tout le domaine de l'expansion.

Par extension de l'analyse présentée dans ce chapitre, limitée à des matériaux à isotropie transverse, les caractéristiques principales de la surface de plasticité qui vont intervenir dans le développement des champs de déformation pour des matériaux réels présentant une anisotropie transverse sont définies ci-dessous :

	Paramètres principaux
Eprouvettes TU/TP Axes // DL et DT	σ_{ps45} / σ_0 $\sigma_{ps45} / \sigma_{90}$
Eprouvettes TU/TP Axes à 45°/DL et DT	$\sigma_{ps0} / \sigma_{45}$ $\sigma_{ps90} / \sigma_{45}$
Eprouvettes TU/TP/TEB Axes // DL et DT	σ_b / σ_0 σ_b / σ_{90}

La méthode d'identification choisie consiste à identifier l'écrouissage, et les exposants m , n et p du modèle de plasticité anisotrope FMM en considérant à la fois l'anisotropie de déformation et l'anisotropie de contraintes observées dans des essais de traction uniaxiale à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage. Les champs de déformation obtenus en traction biaxiale hétérogène seront ensuite utilisés pour identifier les 2 paramètres indépendants restants, qui permettent de définir la forme de la surface de plasticité dans le domaine de l'expansion.

CHAPITRE IV

IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE D'ACIERS ET D'ALLIAGES D'ALUMINIUM

4.1. INTRODUCTION

4.2. MATERIAUX ETUDIES

4.2.1. Acier IF

4.2.2. Acier ES

4.2.3. Acier inoxydable austénitique AISI 304

4.2.4. Aluminium 1050A

4.2.5. Alliage A 5086 H111

4.3. IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION UNIAXIALE

4.3.1. Acier IF

4.3.2. Acier ES

4.3.3. Acier inoxydable austénitique AISI 304

4.3.4. Aluminium 1050A

4.3.5 Alliage A 5086 H111

4.4. IDENTIFICATION DE LA SURFACE DE CHARGE EN TRACTION BIAXIALE HETEROGENE

4.4.1. Première analyse des résultats expérimentaux – Exemple de l'acier IF

4.4.2. Mise au point de la procédure d'identification

4.4.3. Résultats

4.5. BILAN DE L'IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE

4.5.1. Anisotropie de déformation et anisotropie de contrainte

4.5.2. Surface de charge dans le domaine de l'expansion

4.6. CONCLUSION

4.1. INTRODUCTION

Ce chapitre a pour objet d'identifier les caractéristiques d'érouissage et d'anisotropie plastique d'un certain nombre de tôles d'aciers et d'alliages d'aluminium. Cette identification s'appuie sur des essais de traction uniaxiale d'une part, et des essais de traction biaxiale hétérogènes d'autre part.

Nous avons renoncé à identifier certaines des caractéristiques du comportement plastique à partir des données globales force-allongement dans les essais biaxiaux, cette procédure étant jugée trop imprécise. Les paramètres d'érouissage, de même que les coefficients de Lankford $R(\alpha)$ caractérisant l'anisotropie de déformation plastique, ont donc été déterminés classiquement à partir d'essais de traction uniaxiale à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage (respectivement, direction de laminage, DL ; direction diagonale, DD ; direction transverse, DT). Les exposants (m, n, p) de la fonction de charge ont ensuite été identifiés de façon à ajuster à la fois les évolutions de $R(\alpha)$ et de la contrainte d'écoulement $\sigma(\alpha)$ mesurée à différents niveaux de travail plastique.

Les essais de traction biaxiale ont été mis en œuvre pour compléter la description du comportement plastique, en permettant une identification des autres paramètres de la fonction de charge, qui rendent compte de la forme de la surface de charge dans le domaine de l'expansion. La procédure d'identification suit la démarche présentée au chapitre précédent.

4.2. MATERIAUX ETUDIÉS

4.2.1. Acier IF

Ces aciers sont élaborés sans éléments interstitiels (IF : interstitial free). Ils présentent un excellent compromis entre résistance mécanique et emboutissabilité, avec un fort exposant d'érouissage et des valeurs élevées du coefficient de Lankford. La composition chimique de l'acier IF est donnée dans le tableau 4.1. Les caractéristiques du comportement en traction selon la direction transverse sont données dans le tableau 4.2. La tôle utilisée, fournie par Arcelor Mittal, se présente en épaisseur de 0,8 mm. La micrographie de cet acier est montrée sur la figure 4.1. La taille moyenne de grains est de $10 \mu\text{m}$.

Type	C	Mn	Si
IF 180	0.010	1.0	0.25

Tableau 4.1. Composition chimique de l'acier IF 180 (pourcentages en poids).

Type	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
IF 180	180-230	340-400	>35%

Tableau 4.2. Principales caractéristiques mécaniques de l'acier IF 180.

4.2.2. Acier ES (Fe P04 /DC 04)

Cet acier pour emboutissage, fourni par Mittal Steel, Galati, Roumanie, avait été caractérisé en traction dans un travail antérieur [IOR 07]. Il se présente sous forme de tôle de 1 mm d'épaisseur. La composition chimique, et les principales caractéristiques mécaniques, sont fournies dans les tableaux 4.3 et 4.4, respectivement.

Type	C	Mn	Si	P	S
ES	0,08	0,40	0,10	0,025	0,03

Tableau 4.3. Composition chimique de l'acier ES (pourcentages en poids).

Type	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
ES	150-220	270-340	36

Tableau 4.4. Principales caractéristiques mécaniques de l'acier ES.

La micrographie de cet acier est montrée sur la figure 4.2. La taille moyenne de grains est de 10 μm .

4.2.3. Acier inoxydable austénitique AISI 304

L'acier inox 304 se présente sous forme de tôle laminée à froid de 0,6mm d'épaisseur. La composition chimique est donnée dans le tableau 4.5. On retrouve comme éléments principaux d'addition le chrome et le nickel : le chrome pour assurer l'inoxidabilité et le nickel qui augmente le domaine de stabilité de la phase austénitique et améliore la résistance à la corrosion acide. Le tableau 4.6 indique les principales caractéristiques mécaniques.

Type	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	N%
304	0,042	0,55	1,27	0,028	0,001	18,19	8,05	0,05

Tableau 4.5. Composition de l'acier inox 304 (pourcentages en poids).

Type	E	ν	G (GPa)	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
304	190	0,3	73	300	440-950	52

Tableau 4.6. Principales caractéristiques mécaniques de l'acier inox 304.

La micrographie obtenue après polissage et attaque électrolytique est présentée dans la figure 4.3. La taille de grain moyenne de l'austénite est de l'ordre de 25 μm .

4.2.4. Aluminium 1050A

L'aluminium 1050 contient 99,5% d'aluminium. Sous forme de tôles, il est très couramment utilisé dans les équipements ménagers. La composition chimique, et les principales caractéristiques mécaniques sont données dans les tableaux 4.7 et 4.8.

Type	Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Zn%	Ti%
1050A	<0,25	<0,40	<0,05	<0,05	<0,07	<0,05

Tableau 4.7. Composition de l'aluminium 1050A (pourcentages en poids).

Type	E (GPa)	ν	G (GPa)	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)
1050A	69	0.33	26	20-30	60-100	25

Tableau 4.8. Principales caractéristiques mécaniques de l'aluminium 1050A.

La tôle utilisée a une épaisseur de 1 mm. Nous avons appliqué aux éprouvettes un traitement de recuit de 110 min à 310°. La micrographie obtenue après recuit et après polissage et attaque électrolytique est présentée dans la figure 4.4.

4.2.5. Alliage A 5086 H111

L'alliage aluminium–magnésium A 5086 se présente sous forme de tôle laminée de 1 mm d'épaisseur. La composition chimique est donnée dans le tableau 4.9. La tôle est fournie dans l'état d'écrouissage H111, et le matériau est testé dans cet état. Les principales caractéristiques mécaniques sont reportées dans le tableau 4.10.

Type	Si%	Fe%	Cu%	Mn%	Mg%	Cr%	Zn%	Ti%
A 5086	<0,40	<0,50	<0,10	0,20-0,70	3,50-4,50	0,05-0,25	<0,25	<0,15

Tableau 4.9. Composition de l'alliage A 5086 (pourcentages en poids).

Type	E (GPa)	ν	E (GPa)	Re (MPa)	Rm (MPa)
A 5086	69	0.33	71	150-190	295-320

Tableau 4.10. Principales caractéristiques mécaniques de l'alliage A5086.

La micrographie obtenue après polissage et attaque électrolytique est présentée dans la figure 4.5.



Figure 4.1. Micrographie de l'acier IF.

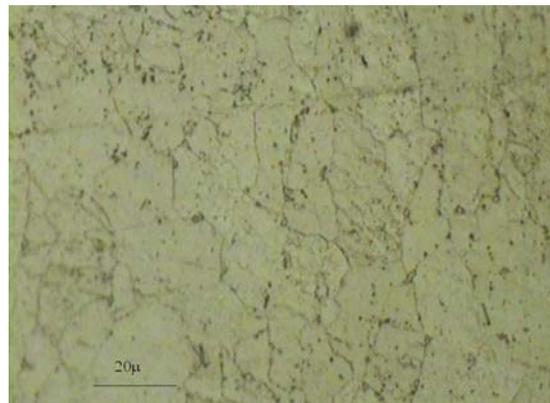


Figure 4.2. Micrographie de l'acier ES.

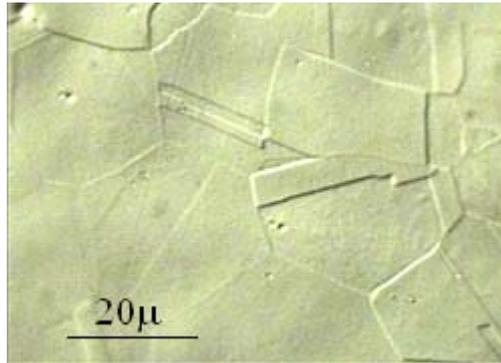


Figure 4.3. Micrographie de l'inox AISI 304



Figure 4.4. Micrographie de l'aluminium 1050.

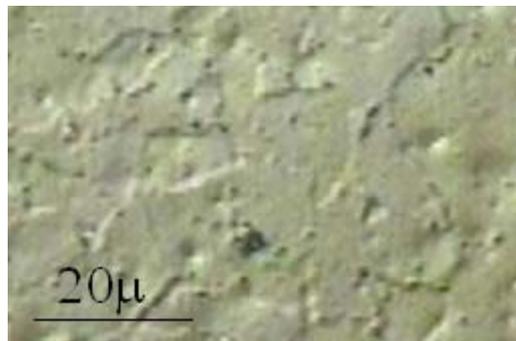


Figure 4.5. Micrographie de l'alliage 5086.

4.3. IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT EN TRACTION UNIAXIALE

La procédure d'identification est particulièrement détaillée dans le cas de l'acier IF. Les résultats sont présentés de façon plus condensée pour les autres matériaux.

4.3.1. Acier IF

Caractérisation de l'érouissage

La figure 4.6 montre les courbes contrainte-déformation obtenues en traction uniaxiale selon DL, DD et DT, et le lissage obtenu avec la loi de Swift, en considérant les points compris entre $\varepsilon = 0,1$ et la déformation à force maximum. Les constantes élastiques ont été prises égales à $E = 200\,000$ MPa et $\nu = 0,3$. Pour ce matériau la striction se développe très lentement au-delà de la force maximum, et le lissage continue de très bien ajuster la courbe rationnelle déduite de la courbe force-allongement au-delà de la déformation à force maximum, jusqu'à la chute rapide de force. L'ajustement est également suffisamment bon pour les déformations inférieures à $\varepsilon = 0,1$ pour être utilisé dans les simulations des essais de traction biaxiale hétérogènes.

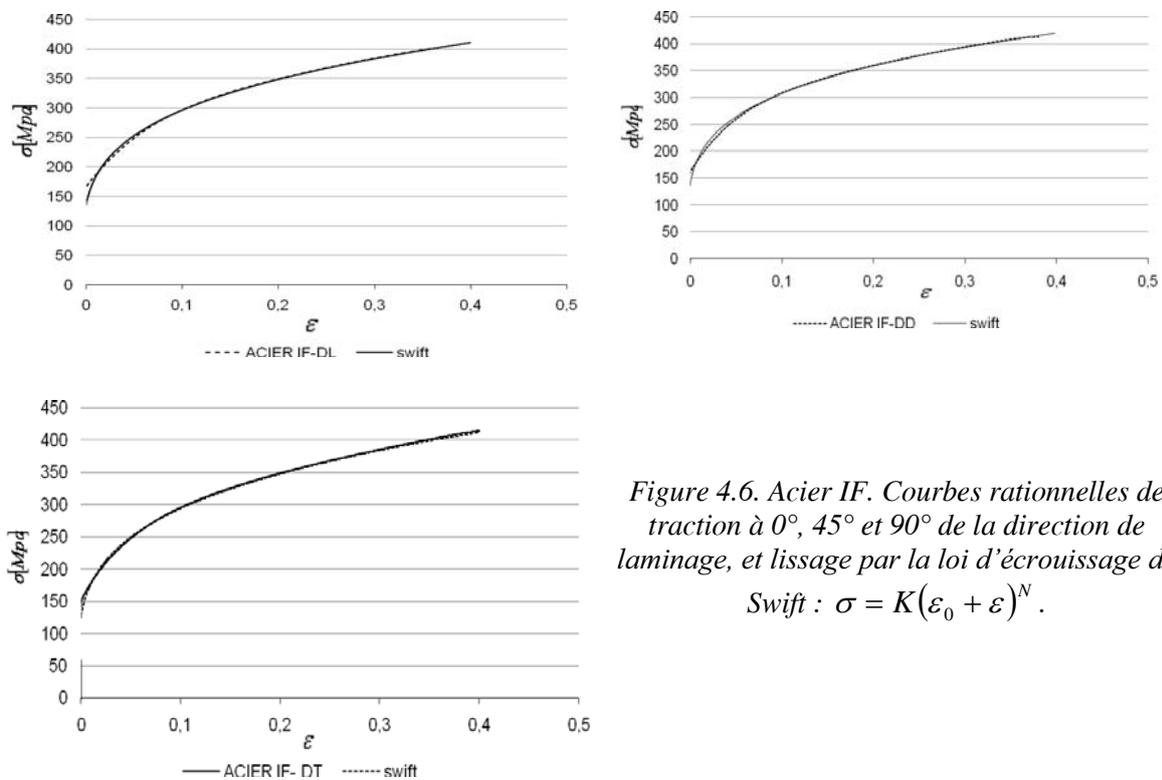


Figure 4.6. Acier IF. Courbes rationnelles de traction à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage, et lissage par la loi d'érouissage de Swift : $\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^N$.

Le tableau 4.11 fournit les paramètres d'érouissage obtenus. La modélisation par un érouissage isotrope représente un compromis, puisque cette hypothèse conduit à des valeurs de l'exposant d'érouissage N qui devraient être les mêmes quelle que soit la sollicitation appliquée ou sa direction. Afin de décrire l'érouissage en prenant comme référence la traction selon DL, nous avons conservé la valeur de K obtenue en traction selon DL, et appliqué pour ε_0 et N la formule de moyenne dans le plan :

$$\xi_{moy} = \frac{\xi_0 + 2\xi_{45} + \xi_{90}}{4} \quad (4.1)$$

Les valeurs ainsi obtenues (dernière ligne du tableau 4.11) seront utilisées comme paramètres matériau dans les simulations numériques des essais hétérogènes servant à identifier les paramètres de la surface de charge (§ 4.3). On sait par ailleurs que la valeur de K affecte uniquement les efforts, et non la distribution des déformations.

Paramètres d'écroutissage	K (MPa)	ε_0	N
0°	510	0,0045	0,2409
45°	517	0,0036	0,2285
90°	516	0,0043	0,2488
Moyenne, réf.0°	510	0,004	0,2366

Tableau 4.11. Acier IF. Valeurs des paramètres d'écroutissage de la loi de Swift.

En conclusion, l'équation de Swift pour ce matériau a l'expression suivante : $\sigma=510.(0,004 + \varepsilon)^{0,2366}$. Les niveaux des contraintes d'écoulement se classent dans l'ordre : $\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$.

Caractérisation de l'anisotropie de déformation

Le coefficient de Lankford R a été déterminé en utilisant les images prises à différents niveaux de déformation au cours de la traction. On utilise les valeurs moyennes des déformations principales ε_1 et ε_2 déterminées à l'aide du logiciel ICASOFT sur une zone centrale (entre les points de fixation de l'extensomètre). Cette zone comprend la totalité de la largeur de l'éprouvette (25 mm) et a pour longueur 17 mm. La figure 4.7 montre les résultats obtenus, dans l'approximation de l'incompressibilité élastoplastique ($R = -\varepsilon_2 / (\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$), puis en prenant soin de retrancher préalablement les déformations élastiques ($R = -\varepsilon_{2p} / (\varepsilon_{1p} + \varepsilon_{2p})$) avec $\varepsilon_{1p} = \varepsilon_1 - \sigma / E$ et $\varepsilon_{2p} = \varepsilon_2 + \nu\sigma / E$). On observe l'importance de la prise en compte de l'élasticité, particulièrement aux petites déformations. Le coefficient de Lankford reste relativement stable au cours de la déformation pour la direction DD, il décroît assez sensiblement pour les directions DL et DT.

Le tableau 4.12 indique les valeurs du coefficient de Lankford R obtenues pour $\varepsilon_1=0,1$. Ces valeurs seront utilisées comme paramètres matériau dans les simulations numériques des essais hétérogènes (§ 4.3). Les variations de R en fonction de l'angle α sont présentées dans la figure 4.8. Ces variations sont typiques d'un acier présentant des cornes d'emboutissage à 0° et 90° de la direction de laminage.

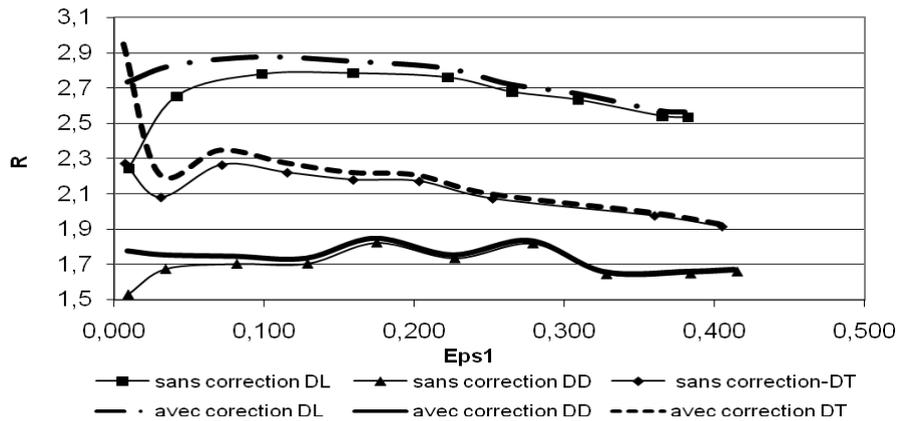


Figure 4.7. Acier IF. Evolution du coefficient de Lankford R en fonction de la déformation, pour les essais de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,1$	2,30	1,74	2,87

Tableau 4.12. Acier IF. Valeurs du coefficient de Lankford.

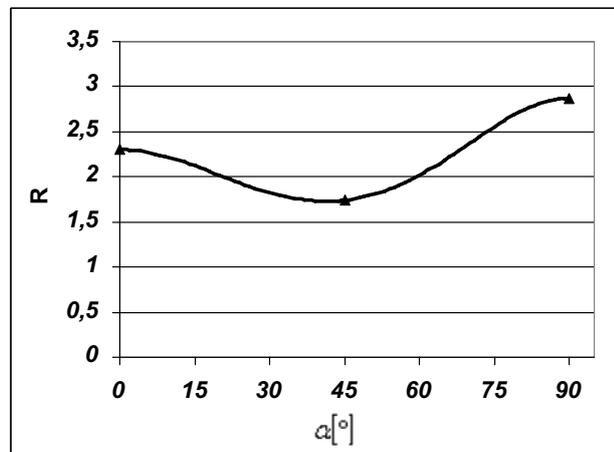


Figure 4.8. Acier IF. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α . ($\varepsilon_1 = 0,10$).

Caractérisation de l'anisotropie de contrainte

L'anisotropie de contrainte est mise en évidence en traction uniaxiale par les différences d'intensité des contraintes selon les différentes directions de chargement. Ces différences de contraintes peuvent être mesurées à la limite d'élasticité (surface de limite élastique) ou à un niveau de

travail plastique donné (surface de charge à travail plastique donné, $w = \int \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} = \int_0^\varepsilon \sigma_\alpha d\varepsilon = cste$).

En vue d'applications à l'emboutissage, il paraît plus intéressant de considérer, dans un souci de compromis, les valeurs obtenues à quelques niveaux de travail plastique rencontrés en emboutissage. Le tableau 4.13 fournit les valeurs ainsi déterminées pour trois valeurs du travail plastique.

Les variations angulaires obtenues expérimentalement pour $\sigma(\alpha)$ sont particulièrement faibles, comparativement aux variations de $R(\alpha)$ (tableau 4.13). Ces variations ont été déterminées avec les critères de Hill et FMM en respectant les valeurs expérimentales de R_0 , R_{45} et R_{90} . Le

meilleur choix de paramètres pour décrire les variations de $\sigma(\alpha)$ tout en respectant les valeurs de R_0 , R_{45} et R_{90} est reporté dans le tableau 4.14. Les paramètres du critère de Hill sont indiqués pour comparaison. Les variations de $\sigma(\alpha)$, normalisées par la contrainte selon DL, sont reportées sur la figure 4.9. On observe que le critère de Hill ($m=2, n=p=1$) prévoit une variation de $\sigma(\alpha)$ nettement plus forte que celle obtenue expérimentalement. Le critère FMM avec $m=2, n=3, p=2$ permet de s'approcher avec précision des résultats expérimentaux.

Contrainte Déformation	σ_0 ε	σ_{45} ε	σ_{90} ε	σ_0/σ_0	σ_{45}/σ_0	σ_{90}/σ_0
$w = 20$ MPa	283,52 0,0858	294,49 0,0816	284,97 0,0848	1	1,038	1,005
$w = 40$ MPa	324,78 0,1513	334,37 0,1449	325,24 0,1500	1	1,029	1,001
$w = 60$ MPa	351,84 0,2103	359,87 0,2012	351,59 0,2090	1	1,023	0,999

Tableau 4.13. Acier IF. Contraintes d'écoulement en traction à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage, pour différents niveaux de travail plastique.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	2

Tableau 4.14. Acier IF. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

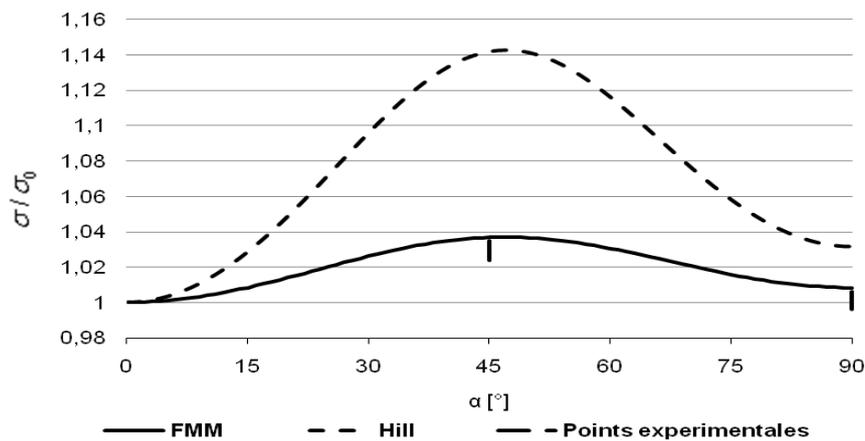


Figure 4.9. Acier IF. Variation de la contrainte de traction uniaxiale en fonction de l'angle α , et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

4.3.2. Acier ES

Caractérisation de l'érouissage

Les courbes de traction, et les paramètres d'érouissage de la loi de Swift, sont fournis dans la figure 4.10 et le tableau 4.15, respectivement.

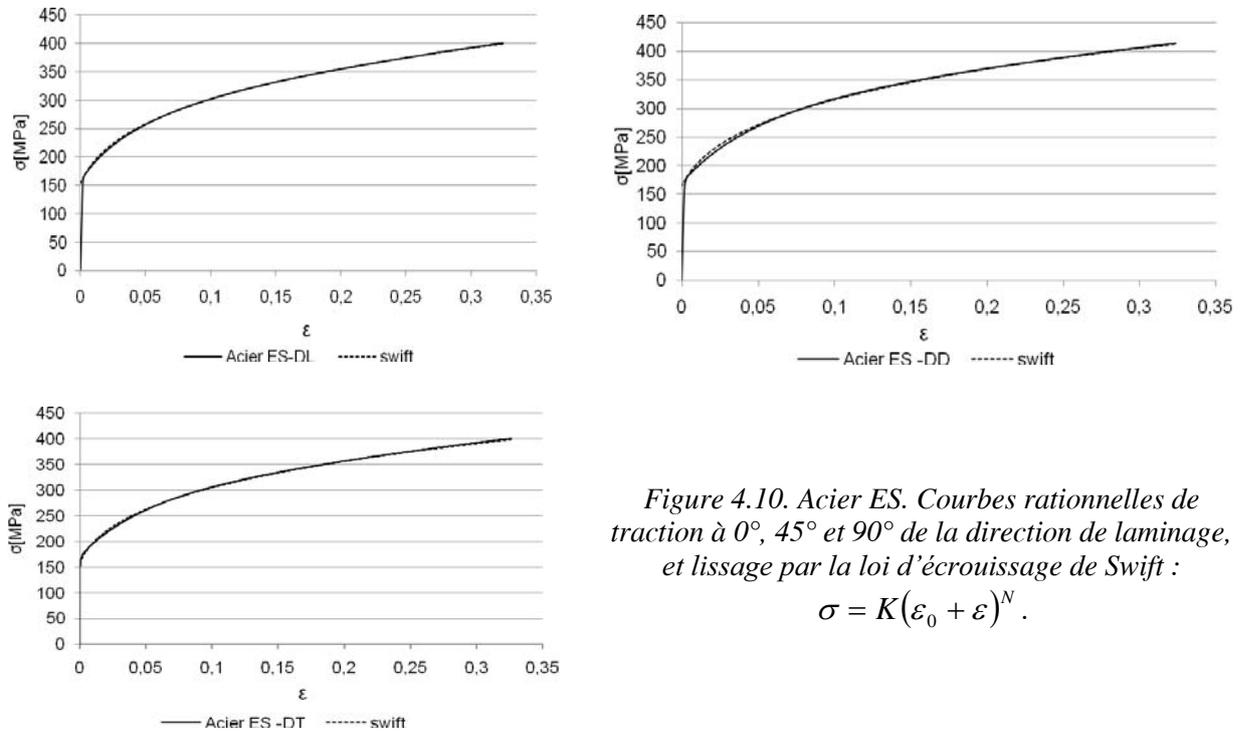


Figure 4.10. Acier ES. Courbes rationnelles de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage, et lissage par la loi d'érouissage de Swift :

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^N.$$

Paramètres d'érouissage	K (MPa)	ε_0	N
0°	524	0,007	0,247
45°	538	0,007	0,239
90°	517	0,007	0,236
Moyenne, réf.0°	524	0,007	0,240

Tableau 4.15. Acier ES. Valeurs des paramètres d'érouissage de la loi de Swift.

En conclusion, l'équation de Swift pour ce matériau a l'expression suivante : $\sigma = 524 \cdot (0,007 + \varepsilon)^{0,240}$. Comme pour l'acier IF, les niveaux des contraintes d'écoulement se classent dans l'ordre : $\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$.

Caractérisation de l'anisotropie de déformation

Les valeurs du coefficient de Lankford pour une déformation $\varepsilon_1 = 0,10$, et les variations angulaires $R(\alpha)$, sont reportées dans le tableau 4.16 et sur la figure 4.11.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	1,70	1,07	1,98

Tableau 4.16. Acier ES. Valeurs du coefficient de Lankford.

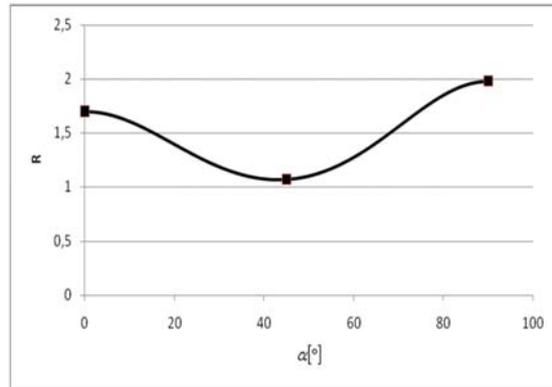


Figure 4.11. Acier ES. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α . ($\varepsilon_1 = 0,10$).

Caractérisation de l'anisotropie de contrainte

Les contraintes d'écoulement déterminées pour différents niveaux de travail plastique ($w = 20, 40$ et 60 MPa) ont permis de définir les variations de $\sigma(\alpha)$, normalisées par la contrainte selon DL, qui sont présentées sur la figure 4.12. Comme pour l'acier IF, les niveaux des contraintes d'écoulement se classent dans l'ordre : $\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$. Celles-ci sont comparées avec les prévisions obtenues avec les paramètres (m, n, p) de la fonction de charge donnés dans le tableau 4.17. Comme précédemment dans le cas de l'acier IF, le critère de Hill ($m=2, n = p= 1$) prévoit une variation de $\sigma(\alpha)$ nettement plus forte que celle obtenue expérimentalement. Le critère FMM avec $m = 2, n = 3, p = 2$ permet de représenter avec précision les résultats expérimentaux.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	2

Tableau 4.17. Acier ES. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

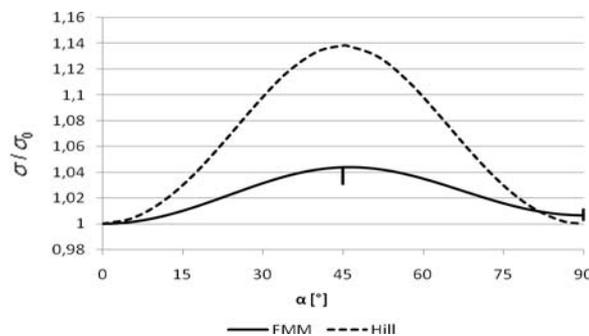


Figure 4.12. Acier ES. Variation de la contrainte de traction uniaxiale en fonction de l'angle α , et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

4.3.3. Acier inoxydable austénitique AISI 304

Caractérisation de l'érouissage

La figure 4.13 montre les courbes contrainte-déformation obtenues en traction uniaxiale selon DL, DD et DT. Ces résultats montrent que pour l'essai selon DL on a un érouissage plus fort que selon DD et DT, les courbes selon DD et DT restant très proches tout au long de l'essai de traction. Ce comportement ne sera pas élucidé dans le présent travail, qui utilise un modèle d'érouissage isotrope. Les courbes contrainte-déformation pour ce matériau ont été lissées avec la loi de Voce, bien adaptée à la description de la forme des courbes obtenues. Cette loi s'exprime par l'équation suivante :

$$\sigma = \sigma_s (1 - \alpha \exp(\beta \varepsilon)) \quad (4.2)$$

où σ_s désigne la contrainte de saturation et $\alpha > 0$ et $\beta < 0$ sont des constantes.

Les valeurs des paramètres obtenus en utilisant la loi de Voce sont données dans le tableau 4.18. Pour définir la référence de comportement en traction selon DL, on a utilisé la formule de moyenne (4.1) pour α et β , et on a conservé la valeur de σ_s obtenue selon DL.

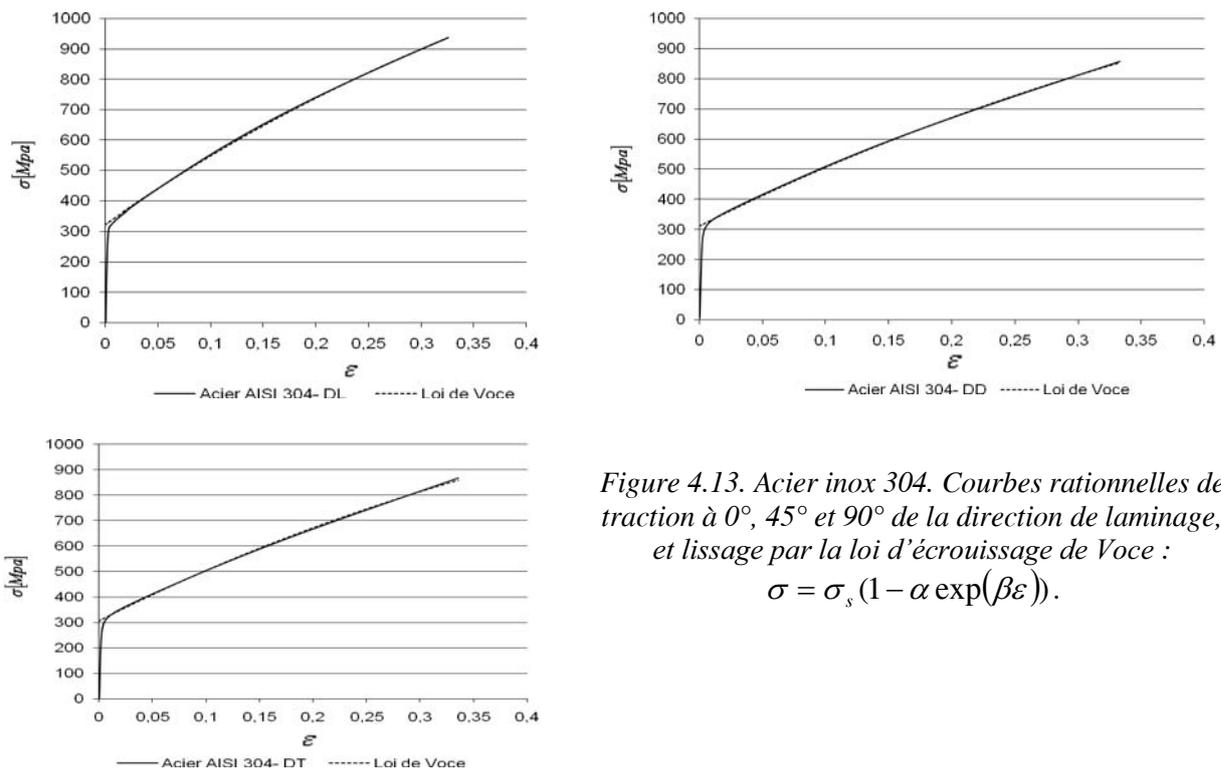


Figure 4.13. Acier inox 304. Courbes rationnelles de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage, et lissage par la loi d'érouissage de Voce :

$$\sigma = \sigma_s (1 - \alpha \exp(\beta \varepsilon)).$$

Un modèle faisant appel à une modélisation de la transformation martensitique dans ce type d'aciers austénitiques instables avait d'autre part été mis au point au laboratoire dans une précédente étude (Serri, 2005). La courbe obtenue avec ce modèle s'ajuste très bien avec les courbes expérimentales selon DD et DT (figure 4.14).

Paramètres d'écouissage	σ_s (MPa)	α	β
0°	1800	0,820	-1,652
45°	1600	0,805	-1,633
90°	1600	0,808	-1,661
Moyenne, réf.0°	1800	0,809	-1,644

Tableau 4.18. Acier inox 304. Valeurs des paramètres d'écrouissage de la loi de Voce.

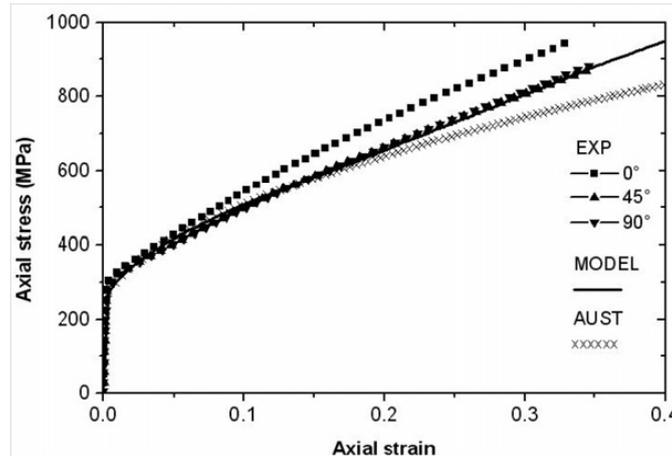


Figure 4.14. Acier inox 304. Comparaison des courbes de traction expérimentales avec les prévisions obtenues en tenant compte (MODELE) et sans tenir compte (AUST) de la transformation martensitique (Serri, 2006).

Caractérisation de l'anisotropie de déformation

L'évolution du coefficient de Lankford en fonction de la déformation présente une légère augmentation lors d'une traction selon DL, et une légère diminution pour une traction selon DD ou DT. Le tableau 4.19 indique les valeurs de R obtenues pour $\varepsilon_1 = 0,10$ et $0,25$, et la figure 4.15 représente les évolutions angulaires associées. Le coefficient d'anisotropie moyen $R_{moy} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$ vaut $R_{moy} = 1,12$, ce qui dénote une faible anisotropie normale moyenne.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	0,88	1,40	0,85
$\varepsilon_1 = 0,25$	0,93	1,35	0,84

Tableau 4.19. Acier inox 304. Valeurs du coefficient de Lankford.

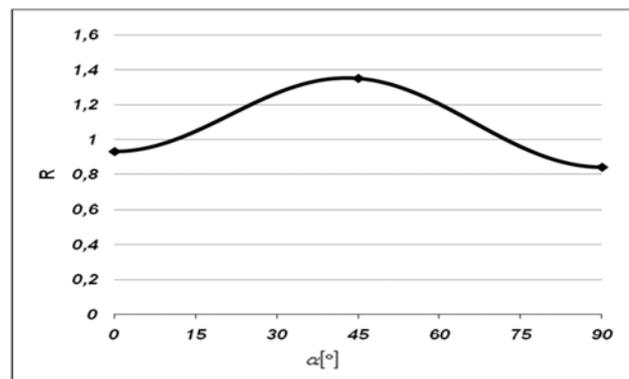


Figure 4.15. Acier inox 304. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α ($\varepsilon_1 = 0,25$).

Caractérisation de l'anisotropie de contrainte

Les contraintes d'écoulement déterminées à différents niveaux de travail plastique conduisent aux variations de $\sigma(\alpha)$, normalisées par la contrainte selon DL, présentées sur la figure 4.16. Le critère de Hill ($m=2, n = p= 1$) prévoit un minimum de $\sigma(\alpha)$ associé au maximum observé pour $R(\alpha)$ (figure 4.16). Il est possible de rendre compte de l'évolution monotone de $\sigma(\alpha)$ en prenant $m < 2$ dans le critère FMM (tableau 4.20). Les résultats expérimentaux sont correctement représentés avec $m = 0.6, n = 1, p = 2$ dans le critère FMM.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	0,6	1	2

Tableau 4.20. Acier inox 304. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

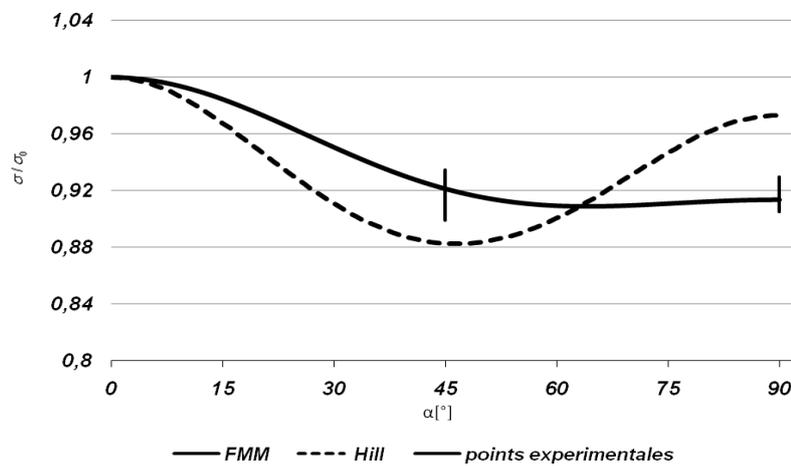


Figure 4.16. Acier inox 304. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

4.3.4. Aluminium 1050A

Caractérisation de l'écroutissage

La figure 4.17 montre les courbes contrainte-déformation obtenues en traction uniaxiale selon DL, DD et DT. Nous avons lissé les courbes avec la loi de Swift, qui décrit très correctement le comportement du matériau sur toute la plage $\epsilon_1 \leq 0,05$. Les valeurs des paramètres obtenus sont données dans le tableau 4.21.

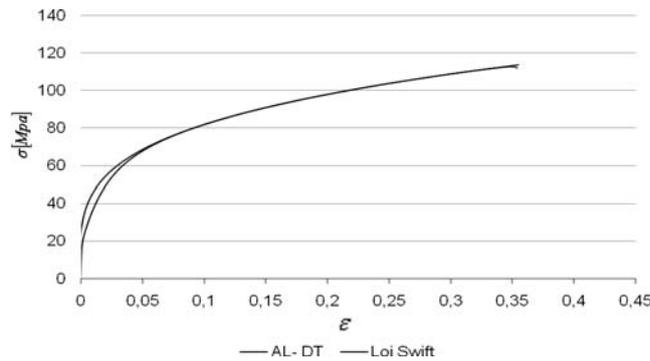
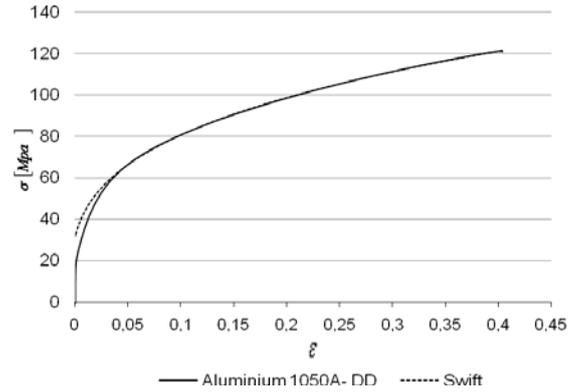
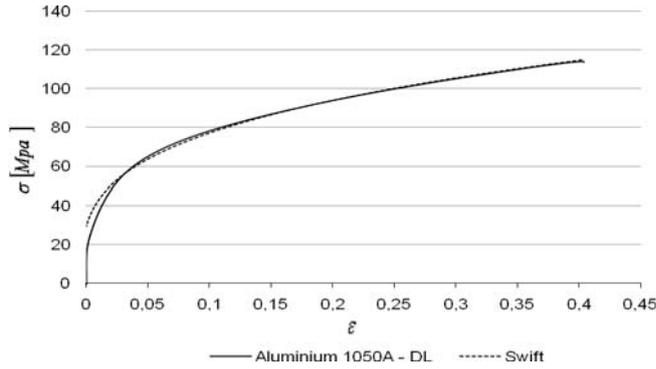


Figure 4.17. Aluminium 1050A. Courbes rationnelles de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage, et lissage par la loi d'écouissage de Swift :

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^N.$$

Paramètres d'écrouissage	K	N	ε_0
0°	149	0,29	0,0038
45°	159	0,30	0,0048
90°	149	0,26	0,0007
Moyenne, réf.0°	149	0,287	0,0035

Tableau 4.21. Aluminium 1050A. Valeurs des paramètres d'écrouissage de la loi de Swift.

L'équation de Swift pour ce matériau a l'expression suivante : $\sigma = 149 (0,0035 + \varepsilon)^{0,287}$.

Caractérisation de l'anisotropie de déformation

On observe une quasi stabilité du coefficient de Lankford pour une traction selon DD, une légère augmentation en traction selon DL et une légère diminution en traction selon DT. Les valeurs obtenues pour $\varepsilon_1 = 0,10$, et les évolutions de R en fonction de l'angle α sont reportées dans le tableau 4.22 et la figure 4.18, respectivement.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	0,80	0,55	0,89

Tableau 4.22. Aluminium 1050 A. Valeurs du coefficient de Lankford.

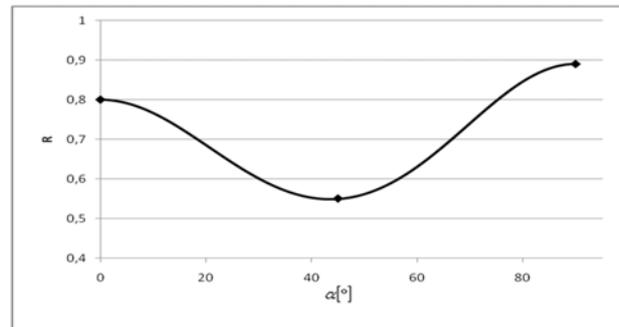


Figure 4.18. Aluminium 1050A. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α . ($\varepsilon_1 = 0,10$).

Caractérisation de l'anisotropie de contrainte

Les niveaux de contraintes d'écoulement déterminés pour 3 niveaux du travail plastique ($w = 10, 20$ et 30 MPa) conduisent à l'évolution de la contrainte d'écoulement normalisée représentée sur la figure 4.19. Les paramètres (m, n, p) de la fonction de charge sont donnés dans le tableau 4.23.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	1	2

Tableau 4.23. Aluminium 1050A. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

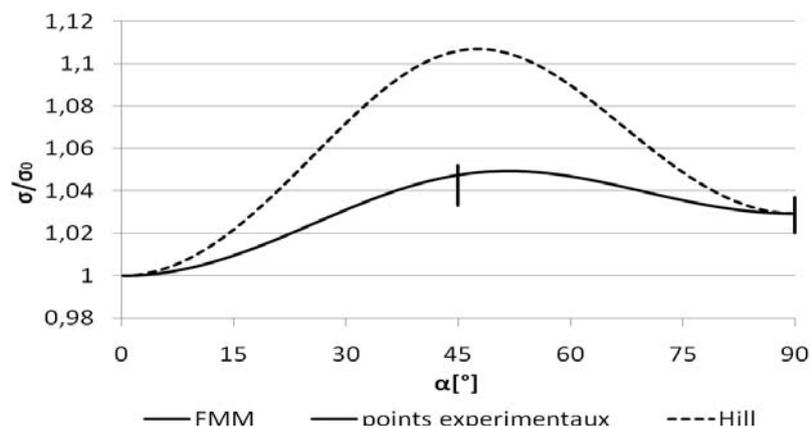


Figure 4.19. Aluminium 1050A. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

4.3.5 Alliage A 5086 H111

Caractérisation de l'érouissage

La figure 4.20 montre les courbes contrainte-déformation obtenues en traction uniaxiale selon DL, DD et DT. La température (293 K) et la vitesse de déformation ($\approx 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) utilisées nous placent dans le domaine d'apparition du phénomène Portevin le Châtelier, qui se manifeste par des variations brutales de la contrainte d'écoulement. Ce phénomène est associé à des mécanismes physiques donnant une sensibilité négative à la vitesse de déformation, qui ne sont pas étudiés ici. Nous avons lissé les courbes moyennes avec la loi de Voce, qui décrit très correctement le comportement du matériau sur toute la plage de déformation. Les valeurs des paramètres obtenus sont données dans le tableau 4.24. Pour définir la référence de comportement en traction selon DL, on a utilisé la formule de moyenne (4.1) pour α et β , et on a conservé la valeur de σ_s obtenue selon DL.

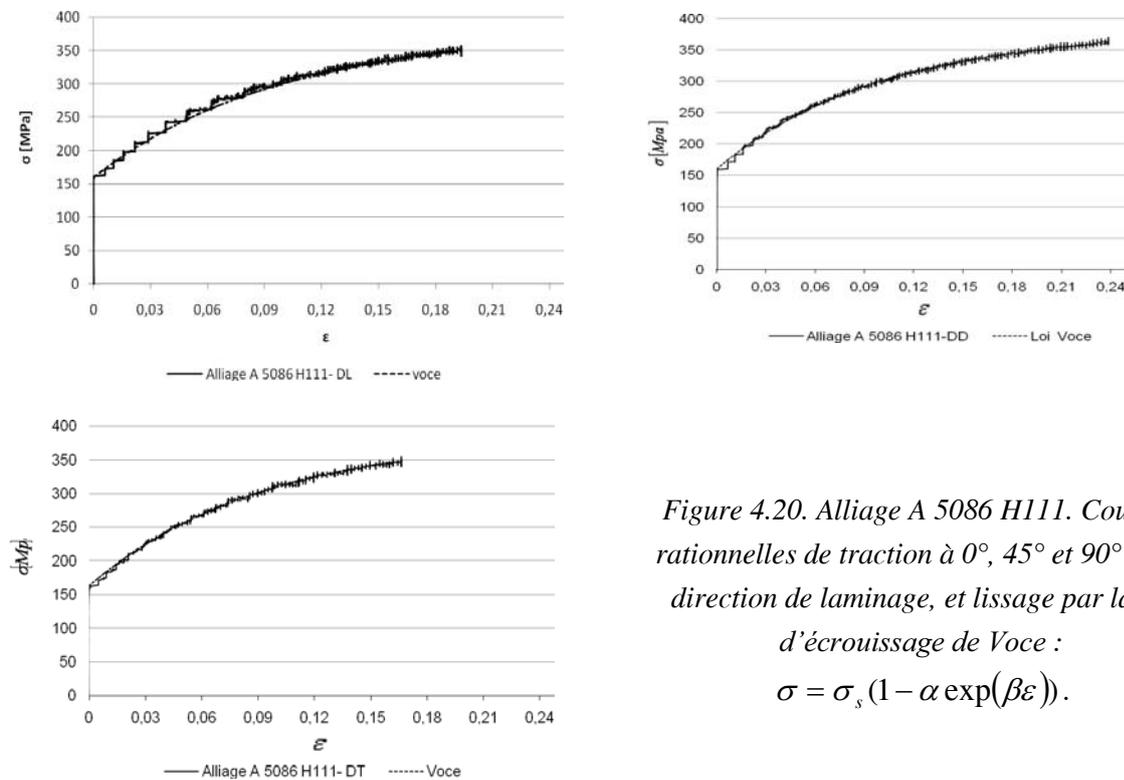


Figure 4.20. Alliage A 5086 H111. Courbes rationnelles de traction à 0°, 45° et 90° de la direction de laminage, et lissage par la loi d'érouissage de Voce :

$$\sigma = \sigma_s (1 - \alpha \exp(\beta \epsilon)).$$

Paramètres d'érouissage	σ_s (MPa)	α	β
0°	380	0,580	-10,28
45°	380	0,579	-10,18
90°	385	0,578	-10,79
Moyenne, réf.0°	380	0,579	-10,35

Tableau 4.24. Alliage A 5086 H111. Valeurs des paramètres d'érouissage de la loi de Voce.

En conclusion, l'équation de Voce pour ce matériau a l'expression suivante : $\sigma = 380 (1 - 0,579 \exp(- 10,35 * \epsilon))$.

Caractérisation de l'anisotropie de déformation

On observe une très faible évolution du coefficient de Lankford en fonction de la déformation, et une assez faible variation de ce coefficient en fonction de l'orientation. Les résultats sont reportés dans le tableau 4.25 et sur la figure 4.21.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\epsilon_1 = 0,10$	0,70	0,86	0,71

Tableau 4.25. Alliage A 5086 H111. Valeurs du coefficient de Lankford.

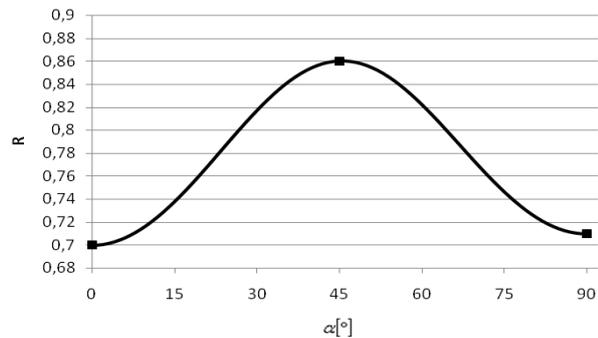


Figure 4.21. Alliage A 5086 H111. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α .

Caractérisation de l'anisotropie de contrainte

La contrainte d'écoulement varie très peu en fonction de la direction de traction. Les résultats, déterminés pour quatre valeurs du travail plastique ($w = 10, 20, 30$ et 40 MPa), sont reportés sur la figure 4.22. On note une très faible variation de $\sigma(\alpha)$. Le tableau 4.26 fournit les valeurs des paramètres (m, n, p) de la fonction de charge utilisés pour décrire l'évolution de $\sigma(\alpha)$.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	3

Tableau 4.26. Alliage A 5086 H111. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

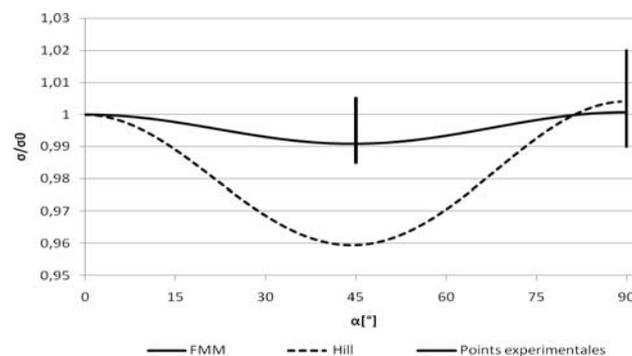


Figure 4.22. Alliage A 5086 H111. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

4.4. IDENTIFICATION DES SURFACES DE CHARGE EN TRACTION BIAXIALE HETEROGENE

4.4.1. Première analyse des résultats expérimentaux – Exemple de l’acier IF

Pour l’acier IF les essais de traction biaxiale ont été effectués sur 6 éprouvettes de type TU/TP (2 éprouvettes notées 6.1 et 6.2, avec un rayon de trou central $r_0 = 6$ mm, 2 éprouvettes notées 7.1 et 7.2, avec $r_0 = 7$ mm, et 2 éprouvettes notées 8.1 et 8.2, avec $r_0 = 8$ mm). On rappelle que les mesures expérimentales de dimensions finales ou de déformations par analyse d’images ont été effectuées sur les éprouvettes après décharge.

Le tableau 4.27 récapitule les différents essais réalisés. On a noté pour ces essais le demi allongement de l’éprouvette (qui sera le déplacement imposé dans les 2 directions dans les simulations sur un quart de l’éprouvette) ainsi que la « déformation » du trou central, mesurée par la formule $\varepsilon_1 = \ln(r_f / r_0)$, où r_0 et r_f représentent le rayon initial et final du trou, respectivement. On observe que les trous ne sont plus circulaires après déformation, c’est pourquoi nous avons reporté les valeurs mesurées pour cette déformation selon les directions 0° , 45° et 90° de la direction de laminage (notées respectivement DL, DD et DT). Ces déformations seront utilisées dans l’identification de la loi de comportement, au même titre que les déformations mesurées sur un certain nombre de lignes, définies ci-après.

Numéro d’éprouvette	Demi allongement de l’éprouvette (mm)	Déformation moyenne $\Delta l/l_0$	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD	Déformation ε_1 du trou central Direction DT
Ep. 6.1	2.5	0,05	0.125	0.125	0.125
Ep. 6.2	6.5	0,13	0.293	0.295	0.293
Ep. 7.1	3.0	0,06	0.166	0.166	0.166
Ep. 7.2	5.0	0,10	0.331	0.363	0.331
Ep. 8.1	5.0	0,10	0.318	0.349	0.318
Ep. 8.2	4.5	0,09	0.309	0.340	0.309

Tableau 4.27. Acier IF. Essais biaxiaux réalisés.

La figure 4.23.b montre l’évolution de la déformation principale ε_1 mesurée par analyse d’images sur la ligne X inclinée à 45° , définie sur la figure 4.23.a. Cette ligne coupe à la fois les zones TU (bras de l’éprouvette) et la zone TP de liaison entre les bras. En étudiant ces représentations graphiques pour les trois rayons r_0 , on observe que la déformation maximum est obtenue dans la zone

TP avec $r_0 = 7$ mm et 8 mm, et qu'elle est équilibrée pour $r_0 = 6$ mm, qui représente donc sensiblement le « rayon critique » défini au chapitre 3.

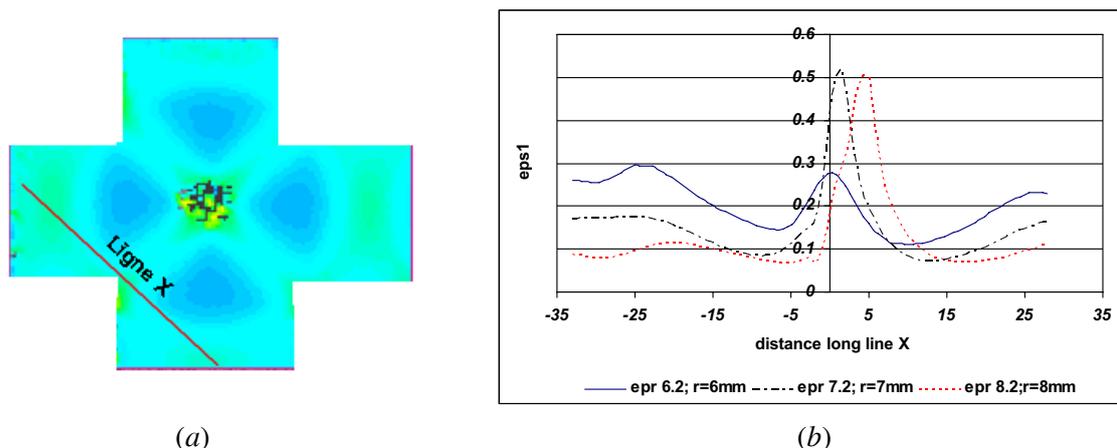


Figure 4.23. Acier IF. (b) : Evolution de la déformation principale ε_1 le long de la ligne X définie sur la figure (a).

Les champs de déformation principale majeure ε_1 obtenus par analyse d'images sont visualisés sur la figure 4.24, pour les différentes valeurs de rayon du trou central.

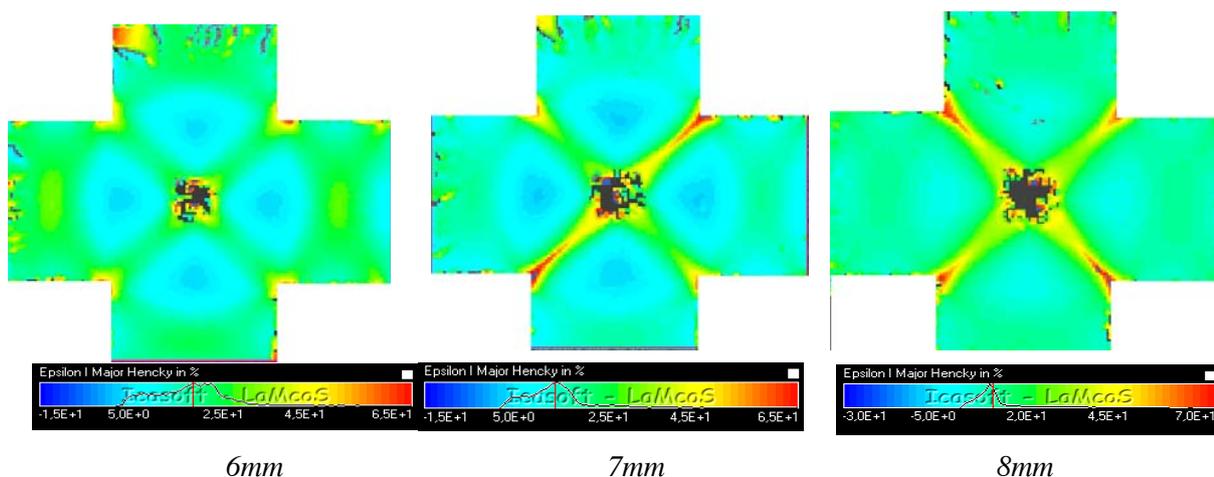


Figure 4.24. Acier IF. Images des champs de déformation pour les 3 valeurs de rayon du trou central.

Les éprouvettes avant et après l'essai de traction sont présentées dans la figure 4.25.

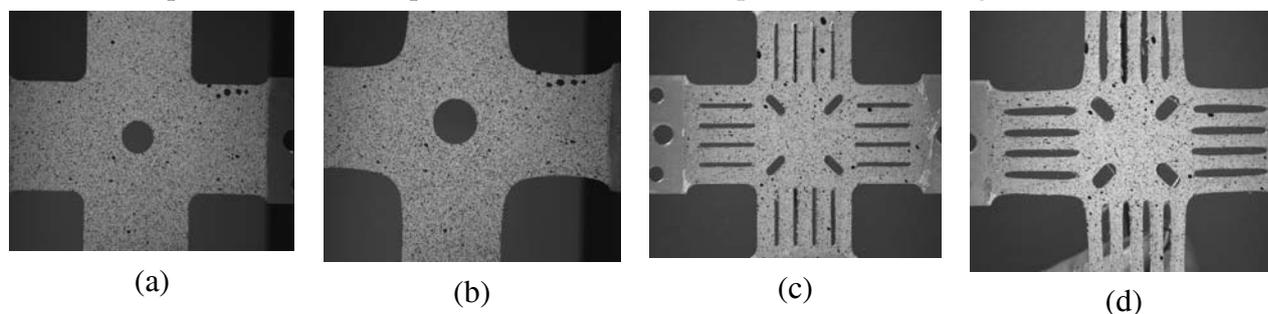


Figure 4.25. Acier IF. Les éprouvettes d'acier IF avant et après les essais de traction biaxiale figure a) et c) avant de traction et figure b) et d) après les essais de traction biaxiale

On a également mesuré le rapport de déformation $R = -\varepsilon_2 / (\varepsilon_1 + \varepsilon_2)$ sur le bord des bras, qui représente le coefficient de Lankford dans ces zones qui sont soumises à une traction uniaxiale (figure 4.26). Afin de vérifier la concordance avec les résultats obtenus en traction uniaxiale, ces résultats sont reportés dans le tableau 4.28, ainsi que les valeurs obtenues dans les mêmes zones par simulation numérique (les valeurs obtenues par simulation numérique étant indépendantes du modèle de comportement plastique adopté). La même analyse a été effectuée sur les éprouvettes TU/TEB, en considérant cette fois ci le brin central dans les bras de l'éprouvette. On retrouve, pour les deux types d'éprouvettes, une bonne concordance avec les valeurs obtenues dans les essais de traction uniaxiale.

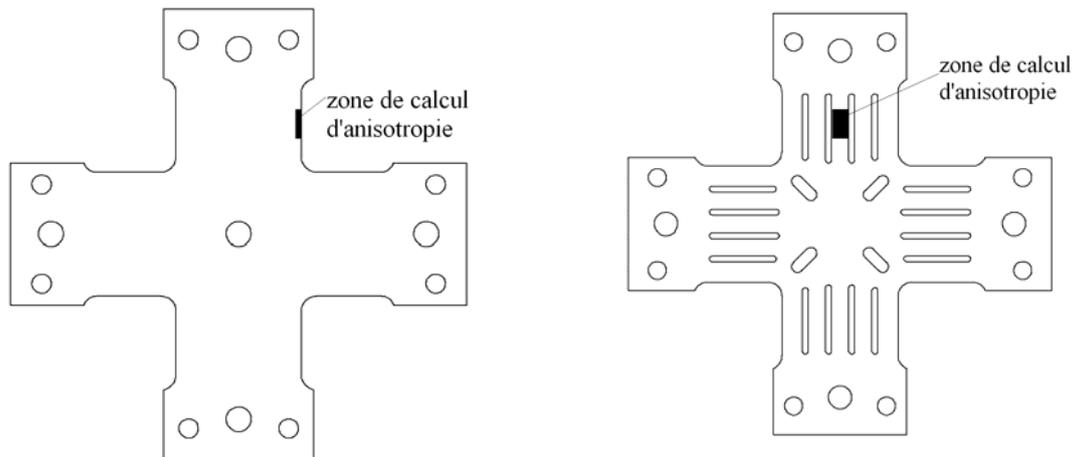


Figure 4.26. Zones soumises à une traction uniaxiale pour éprouvettes TU/TP et TU/TEB.

	R_0	R_{90}
Traction uniaxiale expérimental	2,87	2,30
Traction biaxiale expérimental TU/TP	2,86	2,25
Traction biaxiale simulation TU/TP	2,84	2,27
Traction biaxiale expérimental TU/TEB	2,76	2,36
Traction biaxiale simulation TU/TEB	2,85	2,28

Tableau 4.28. Acier IF. Comparaison du coefficient de Lankford mesuré en traction uniaxiale avec les valeurs obtenues expérimentalement et numériquement sur le bord des bras TU/TP et sur le brin central des bras pour les éprouvettes TU/TEB.

Nous avons, pour tous les essais, défini les déformations de long des lignes DL et DT comme la moyenne des valeurs sur DL1 et DL2, DT1 et DT2, respectivement. La déformation pour la direction DD (éprouvettes TU/TP) est la moyenne des déformations sur les 4 lignes DD1, DD2, DD3, DD4 (figure 4.27).

On n'observe pas, ni expérimentalement ni par simulation numérique, de différences notables de déformation selon les 2 axes DL et DT, quel que soit le rayon du trou central. Ce comportement peut être mis en relation avec le fait que l'anisotropie en contraintes du matériau présente un quasi

symétrie par rapport à la direction DD. Toutefois, cette faible différence se retrouve pour tous les matériaux, en raison des conditions aux limites en déplacement imposé qui empêchent la manifestation de l'anisotropie transverse.

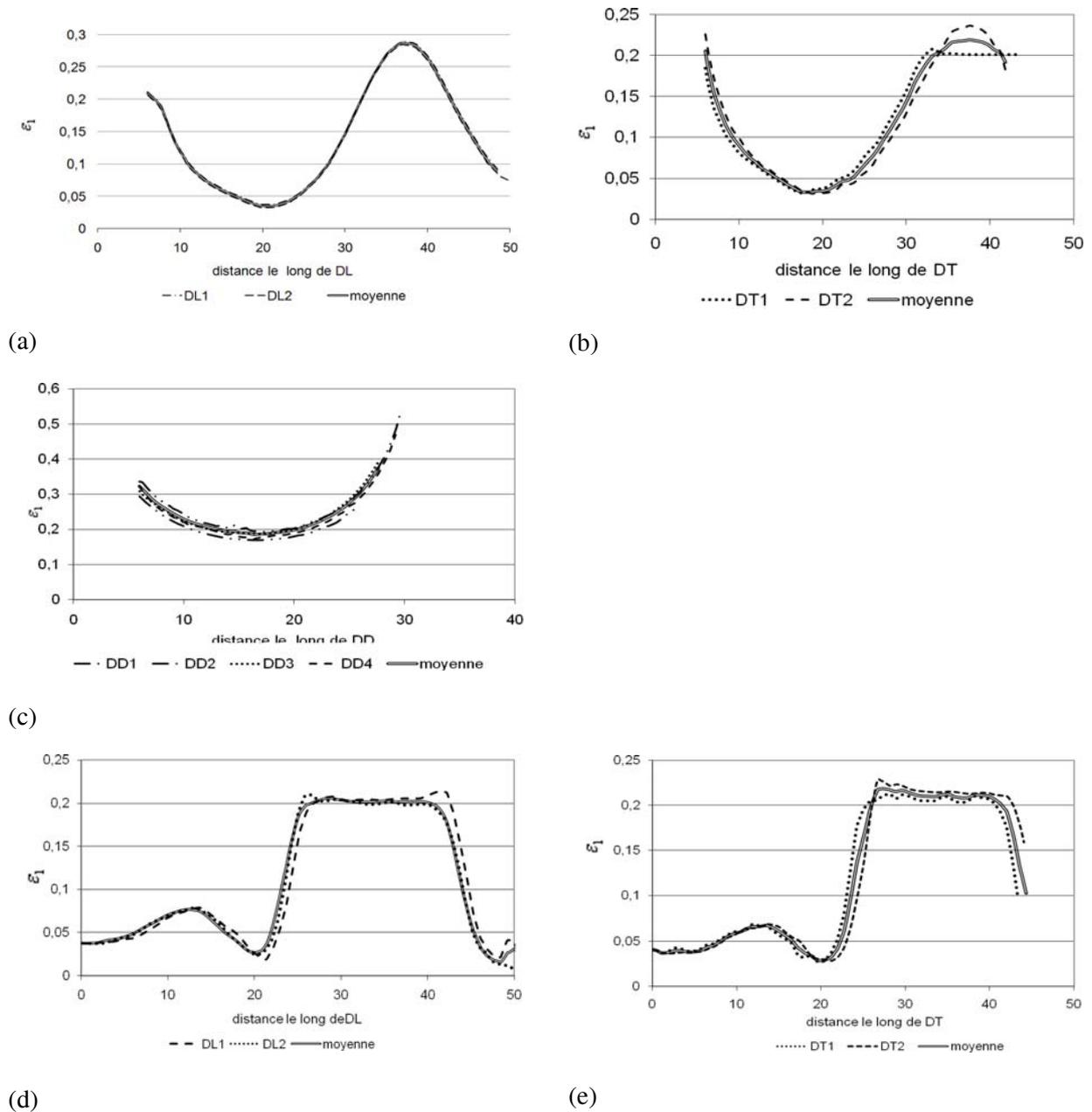


Figure 4.27. – Acier IF. Déformations principales majeures ε_1 obtenues sur les lignes définies en chapitre 3, paragraphe 3.7.2, et moyennes utilisées pour l'identification.

- (a) lignes verticales DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 6 \text{ mm}$.
- (b) lignes verticales DT, éprouvette TU/TP, $r_0 = 6 \text{ mm}$.
- (c) lignes diagonales DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 6 \text{ mm}$.
- (d) lignes verticales DL, éprouvette TU/TEB.
- (e) lignes verticales DT, éprouvette TU/TEB.

4.4.2. Mise au point de la procédure d'identification

Organisation générale de la procédure

La procédure d'identification s'appuie sur la fonction coût Φ dépendant des paramètres k et B et définie par :

$$\Phi(k, B) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left(\frac{\varepsilon_i(P) - \varepsilon_i^{\text{exp}}}{\varepsilon_i^{\text{exp}}} \right)^2 \quad (4.3)$$

où $\varepsilon_i(k, B)$ est la valeur de la déformation principale ε_1 calculée au point i avec couple $(k, :B)$, et $\varepsilon_i^{\text{exp}}$ est la valeur expérimentale au point i .

Pour calculer la différence entre les déformations mesurées par corrélation d'images et calculées par simulations, il est nécessaire de connaître ces valeurs au même point matériel. Des interpolations ont été nécessaires pour calculer les déformations issues du calcul EF au niveau des points expérimentaux.

La méthode de surface de réponse a été utilisée pour la recherche du minimum, ne disposant pas des outils pour mettre en œuvre une méthode de descente, et compte tenu de la complexité des surfaces de réponse et de l'existence de minima locaux. Dans la première étape un large domaine (k, B) est utilisé pour tous les matériaux. Le domaine étudié est défini par $k = [-2 ; 2]$ avec un pas de 0,2, et $B = [-20 ; 20]$ avec un pas de 2, soit 400 calculs EF. Dans la deuxième étape, on affine la recherche en fonction des résultats pour chaque matériau, en diminuant le domaine (k, B) et en affinant le pas (pas de 0,1 pour k et de 1 pour B). Dans la troisième étape on vérifie la convexité de la surface de charge obtenue avec le jeu de paramètres minimisant la fonction coût. Si la surface est convexe, nous avons trouvé les bons paramètres, sinon on s'oriente vers un autre minimum local.

La vérification de la convexité est réalisée à l'aide d'un programme qui s'appuie sur la description polaire $g(\theta)$ de la surface de charge correspondant à l'équation (1.26). On calcule la valeur définissant la courbure :

$$g^2 + 2g'^2 - gg'' \quad (4.4)$$

Cette valeur qui doit être positive, est calculée en faisant varier l'angle θ , et l'angle α (Makkouk, 2009). Une vérification visuelle sur l'ensemble des lignes servant à l'identification, et sur la forme de la surface de charge est également effectuée avec le jeu de paramètres optimal.

L'organigramme d'identification est présenté dans le tableau 4.29.

Poids relatifs affectés aux différentes lignes

Il convient tout d'abord de noter que la déformation diminue fortement dans les zones proches des extrémités de l'éprouvette, et que nous avons des difficultés à estimer exactement dans l'analyse d'image le bord des trous ou les bords de l'éprouvette. Finalement les intervalles choisis sur les différentes lignes sont définis dans le tableau 4.30.

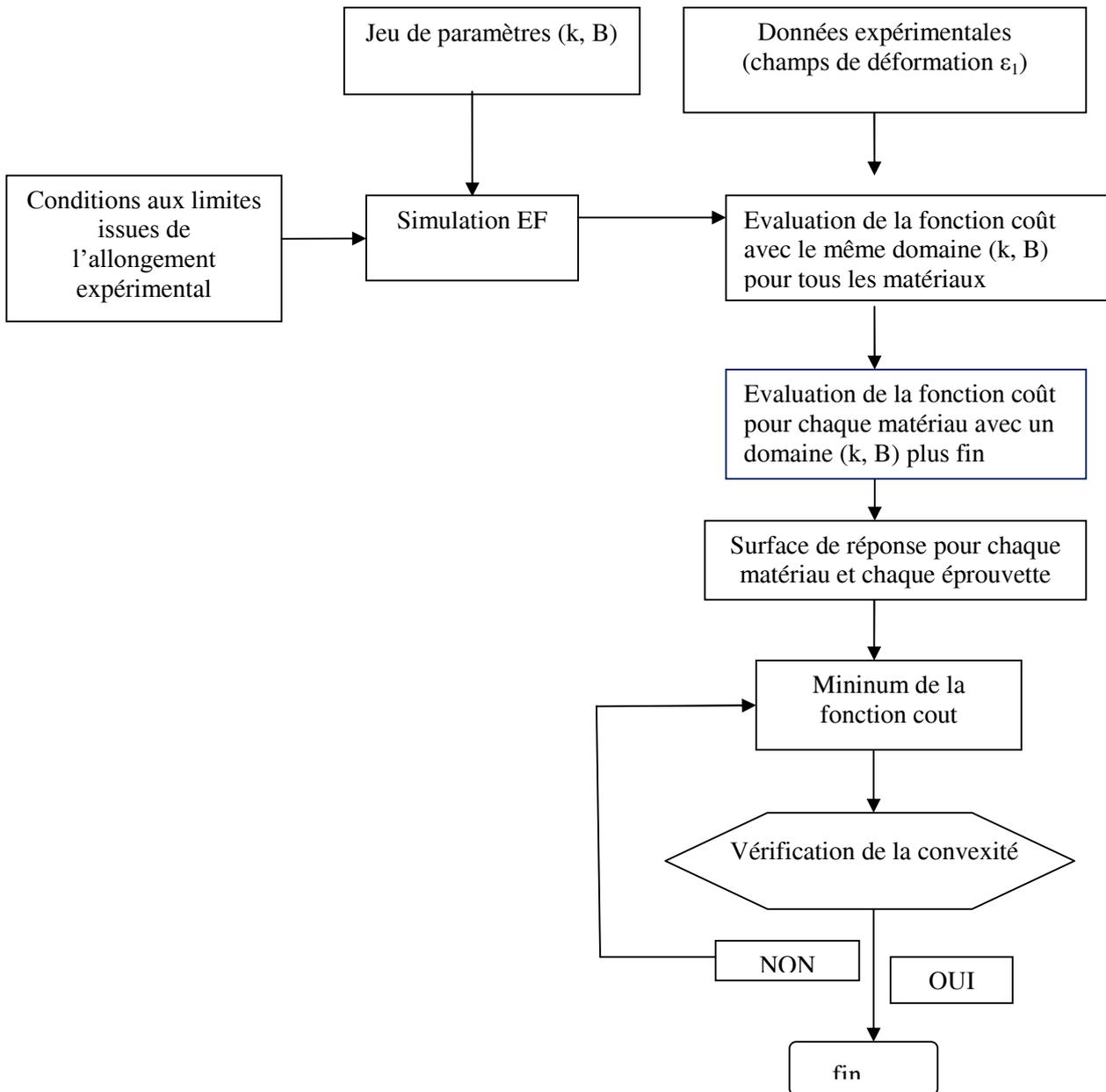


Tableau 4.29. Organigramme de la procédure d'identification.

Eprouvettes TU/TP :	Eprouvettes TU/TEB :
Lignes DL et DT : $r_0+4 < X < 35$ (mm)	Lignes DL et DT : $0 < X < 40$ (mm)
Ligne DD : $r_0+4 < X < 26$ (mm)	

Tableau 4.30. Définition des intervalles d'identification sur les différentes lignes.

X : abscisse Lagrangienne à partir du centre de l'éprouvette.

Le poids relatif affecté aux différentes lignes a été décidé en fonction des considérations suivantes :

- **Pour les éprouvettes TU/TP :** les niveaux relatifs de déformation entre les lignes DL et DT d'une part, DD d'autre part, de même que la déformation du trou central, dépendent fortement de la surface de charge,
- **Pour les éprouvettes TU/TEB :** les déformations au centre de l'éprouvette sont particulièrement importantes, puisqu'elles correspondent à la seule zone soumise à une traction équibiaxiale.

Les poids affectés aux différentes lignes ont été choisis de la façon suivante :

$$\Phi = 0,1\Phi_{1DL} + 0,4\Phi_{1DD} + 0,5(5 \times \Phi_{2DL1} + \Phi_{2DL2}) \quad (4.4)$$

où le premier indice 1 note l'éprouvette TU/TP, l'indice 2 l'éprouvette TU/TEB, DL et DD correspondent à la direction de laminage et la direction diagonale. Le dernier indice 1 ou 2 correspond à une partition de la ligne DL de l'éprouvette TU/TEB en deux régions : la région centrale de déformation équibiaxiale ($0 < X < 1$ mm) et la région de traction uniaxiale dans le brin central du bras ($23 < X < 40$ mm). Ainsi, le même poids est affecté à chaque éprouvette, et un poids plus important est donné à la ligne DD de l'éprouvette TU/TP ainsi qu'à la zone centrale de l'éprouvette TU/TEB.

Un exemple de surfaces de réponse, pour chaque ligne et pour la moyenne pondérée définie par l'expression (4.4) est donné sur la figure 4.28 pour l'acier IF.

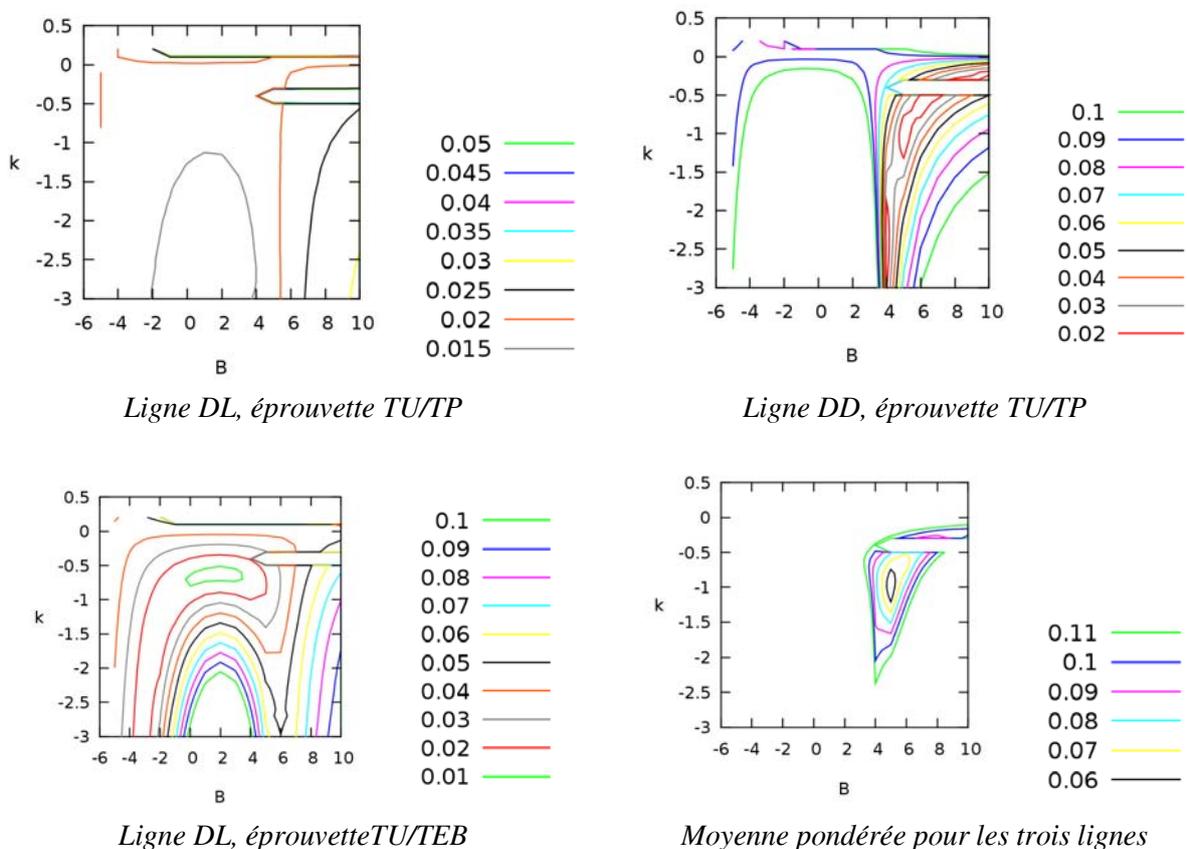


Figure 4.28. Acier IF. Surfaces de réponse pour chaque ligne et pour la pondération définie par (4.4).

4.4.3. Résultats

Les caractéristiques des essais utilisés pour l'identification paramétrique sont fournies dans l'annexe A1, ainsi que les photos des éprouvettes avant et après essai de traction biaxiale.

Acier IF

Le jeu de paramètres optimal est défini par $k = -1$, $B = 5$. L'ensemble des paramètres de la fonction de charge après les deux étapes de l'identification (traction uniaxiale permettant de déterminer les exposants m , n , p et traction biaxiale permettant d'identifier les paramètres k , A , B , a , b) est défini dans le tableau 4.31. Les distributions de déformation expérimentales et calculées, et la surface de charge associée à l'identification, sont montrées sur la figure 4.29.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	4.433	5	-1	2	3	2	-0.098	0.730

Tableau 4.31. Acier IF. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification.

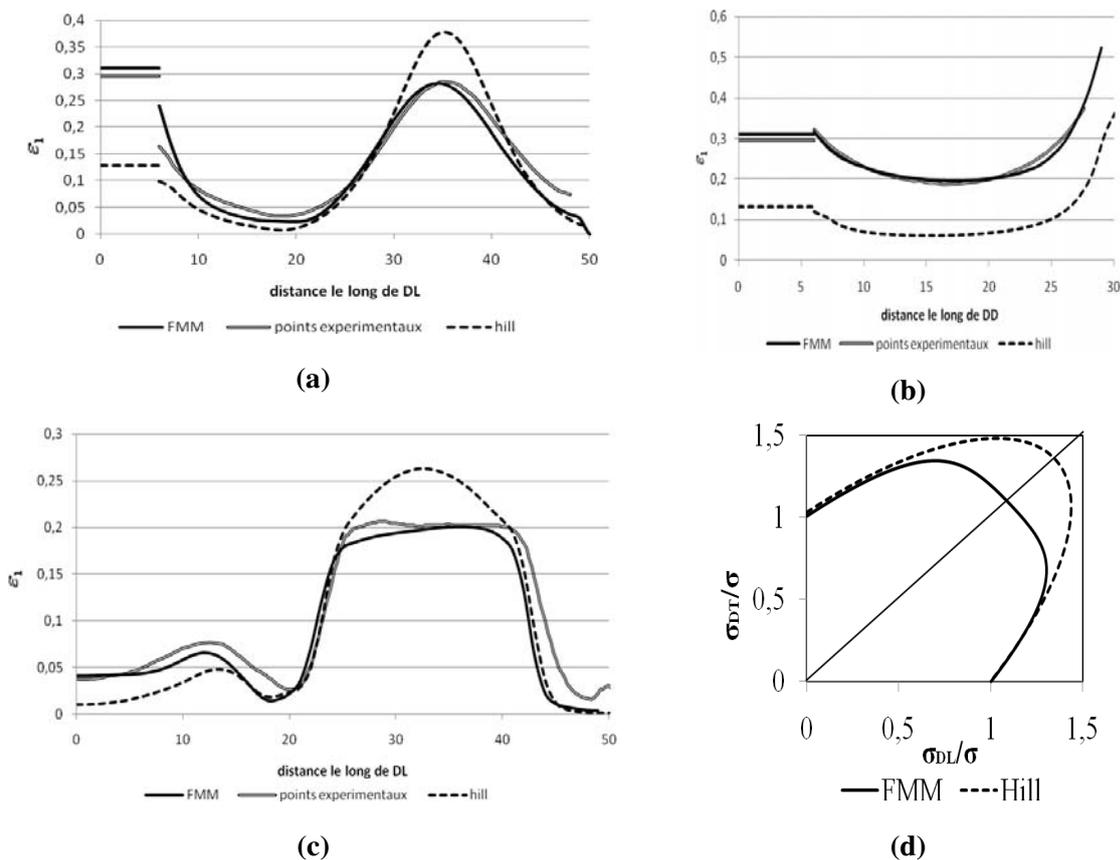


Figure 4.29. Acier IF. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 6$ mm.

(b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 6$ mm.

(c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.

(d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes.

La comparaison avec les distributions de déformation prédites avec le critère de Hill montre très clairement la grande sensibilité de la méthode utilisée. Pour l'éprouvette TU/TP, le critère de Hill surestime la déformation dans les bras (axes DL), et sous-estime la déformation de traction plane dans les zones de liaison (direction DD), en raison d'une surestimation du rapport de contraintes σ_{ps} / σ_u . Le critère de Hill sous-estime aussi fortement la déformation du trou central. Pour l'éprouvette TU/TEB, le critère de Hill sous-estime fortement la déformation au centre de l'éprouvette, en raison en raison d'une surestimation du rapport de contraintes σ_b / σ_u . Un très bon accord est obtenu entre les champs expérimentaux et simulés avec les paramètres obtenus par identification.

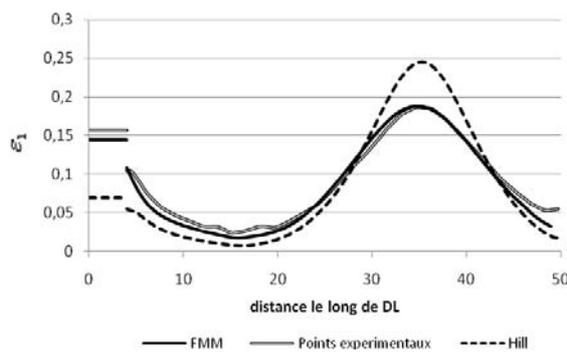
Acier ES

Le meilleur ajustement pour l'acier ES est obtenu avec les valeurs de paramètres : $k = -0.7$, $B = -5$. L'ensemble des paramètres de la fonction de charge est finalement défini par les valeurs données en tableau 4.32.

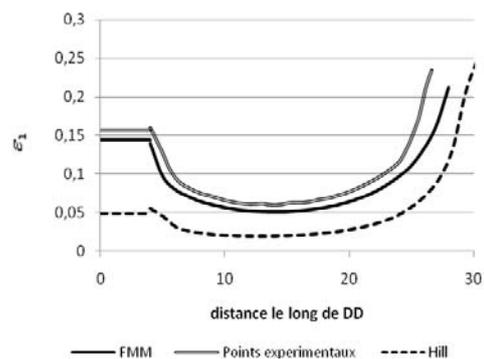
Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	3,990	-5	-0,7	2	3	2	0,076	1,02

Tableau 4.32. Acier ES. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification.

Les comparaisons des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées pour l'acier ES sont présentées dans les figures 4.30. Les remarques que l'on peut faire concernant la sensibilité paramétrique et l'influence des rapports de contraintes σ_{ps} / σ_u et σ_b / σ_u sur les champs de déformation vont dans le même sens que celles faites pour l'acier IF. De nouveau on obtient une très bonne concordance entre les champs de déformation expérimentaux et calculés avec les paramètres obtenus par identification.



(a)



(b)

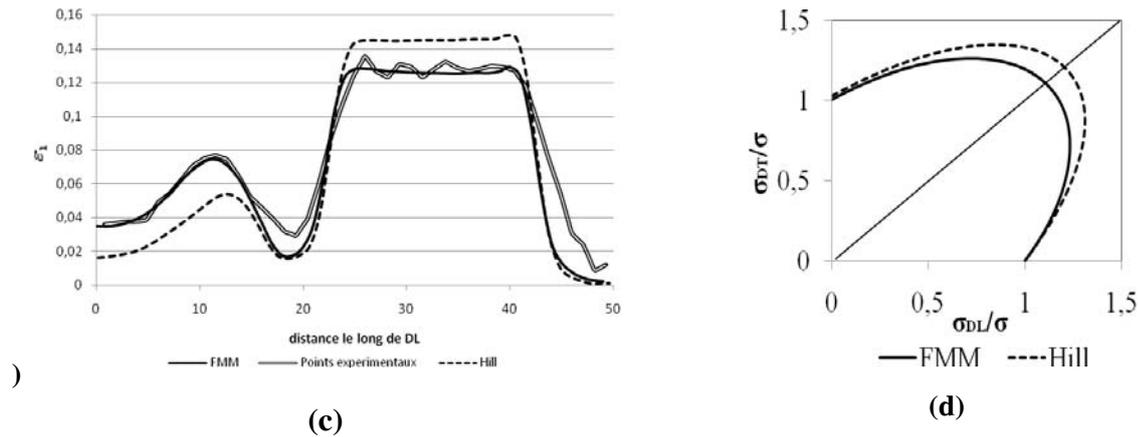


Figure 4.30. Acier ES. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.
 (a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 4$ mm.
 (b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 4$ mm.
 (c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.
 (d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes.

Acier inoxydable austénitique AISI 304

L'ensemble des paramètres correspondant à la valeur minimale en surface de réponse est défini par les valeurs données en tableau 4.33.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	3,700	1	-0,6	0,6	1	2	0,034	-0,088

Tableau 4.33. Acier inox 304. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification.

Les comparaisons des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées sont présentées dans les figures 4.31. On n'obtient pas une très bonne corrélation entre essais expérimentaux et simulations numériques. On observe en particulier une surestimation des déformations calculées dans les zones soumises à une traction uniaxiale. L'anisotropie de cet acier est en fait peu marquée, la faible différence entre la surface d'écoulement de Hill et la surface identifiée, et les différences marquées sur les champs obtenus avec ces deux critères montrant à nouveau la grande sensibilité de comportement des éprouvettes aux paramètres d'anisotropie.

On peut aussi penser que la corrélation médiocre obtenue vient du fait que nos simulations ne tiennent pas compte des effets de la transformation martensitique, et de l'influence de la triaxialité des contraintes sur la transformation, qui peut entraîner un écrouissage différent pour les différents trajets de déformation.

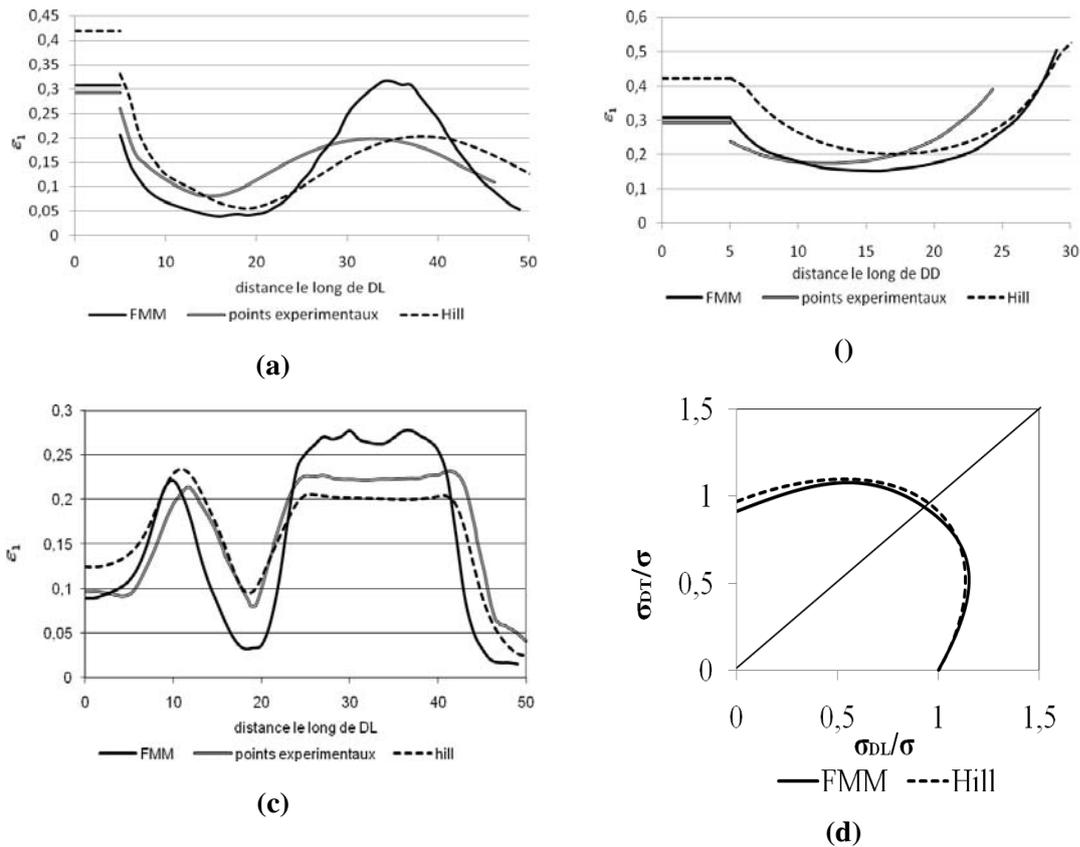


Figure 4.31. Acier inox 304. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

- (a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 5$ mm.
- (b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 5$ mm.
- (c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.
- (d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes.

Aluminium 1050A

Le meilleur ajustement pour l'aluminium 1050A est obtenu avec les valeurs de paramètres : $k = 0,4$, $B = 9$. L'ensemble des paramètres de la fonction de charge est finalement défini par les valeurs données en tableau 4.34. Les champs de déformation expérimentaux et calculés, et la surface d'écoulement identifiée sont montrés sur la figure 4.32. Les prévisions de champs de déformation obtenues avec le critère FMM sont en bonne correspondance avec les résultats expérimentaux, mais la surface de charge ainsi identifiée n'est pas convexe.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	2,556	9	0,4	2	1	2	-0,041	0,357

Tableau 4.34. Aluminium 1050A Paramètres de la surface de charge obtenus par identification.

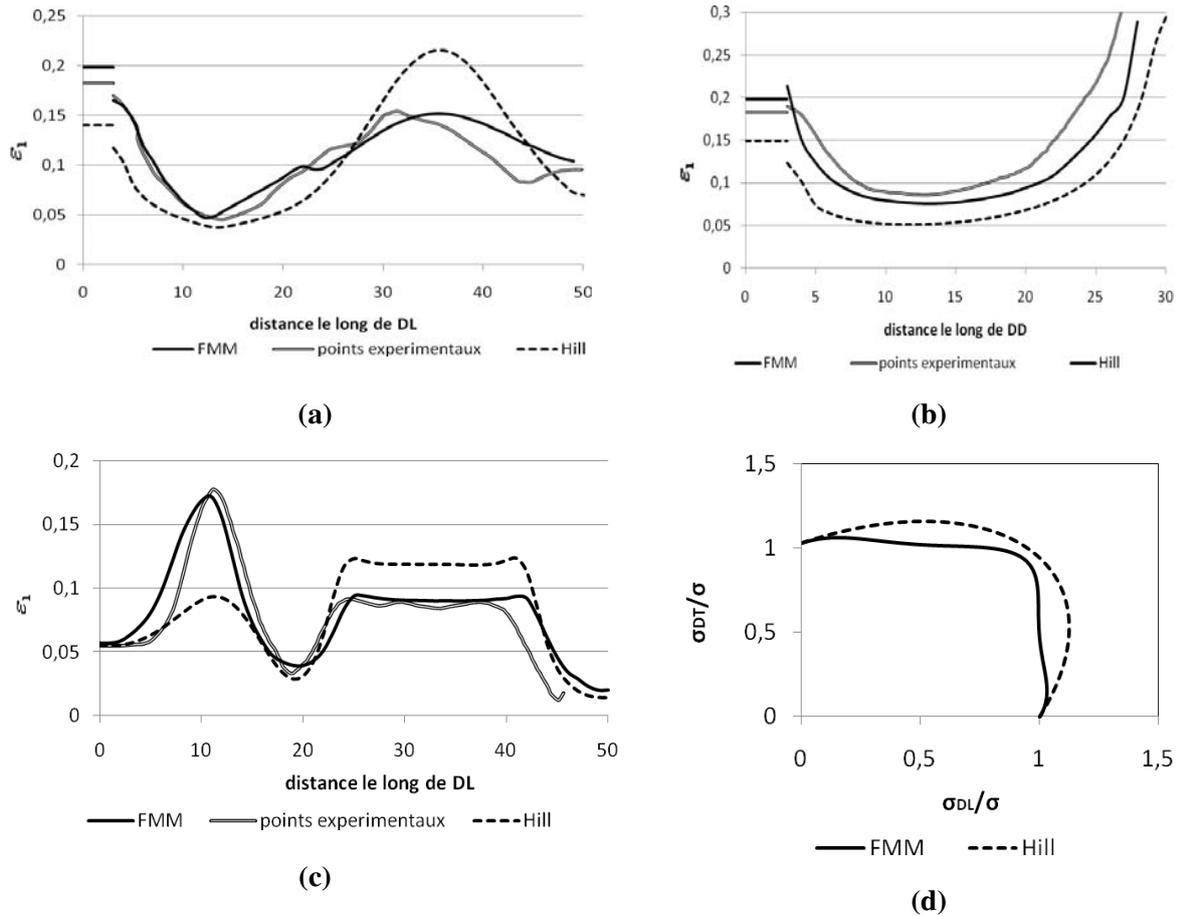


Figure 4.32 – Aluminium 1050A Comparaison des déformations principales ϵ_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.

(b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.

(c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.

(d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes (surface non convexe).

L'analyse de l'évolution de la forme de la surface d'écoulement montre que la contrainte de traction équibiaxiale augmente lorsque k ou B augmente, ce qui conduit à la perte de convexité de la surface. Nous avons donc cherché le minimum en surface de réponse en limitant le domaine (k, B) avec la condition de convexité (4.4), ce qui conduit à une nouvelle détermination des paramètres. Ces paramètres recalculés sont donnés dans le tableau 4.35. Les champs de déformation expérimentaux et recalculés, ainsi que la nouvelle surface d'écoulement sont montrés sur la figure 4.33.

Les prévisions de champs de déformation obtenues sont en moins bon accord avec les résultats expérimentaux, et se rapprochent des prévisions du critère de Hill, la surface d'écoulement se rapprochant elle-même du critère de Hill, avec en particulier une augmentation de la contrainte de traction plane qui conduit à une diminution du pic observé à l'abscisse $X \approx 10$ mm sur l'éprouvette TU/TEB, et qui est associé à un état de traction plane entre les extrémités des fentes à 45° des axes de symétrie de l'éprouvette.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	2,472	7	0.4	2	1	2	-0,046	0,401

Tableau 4.35. Aluminium 1050A Paramètres de la surface de charge obtenus par identification.

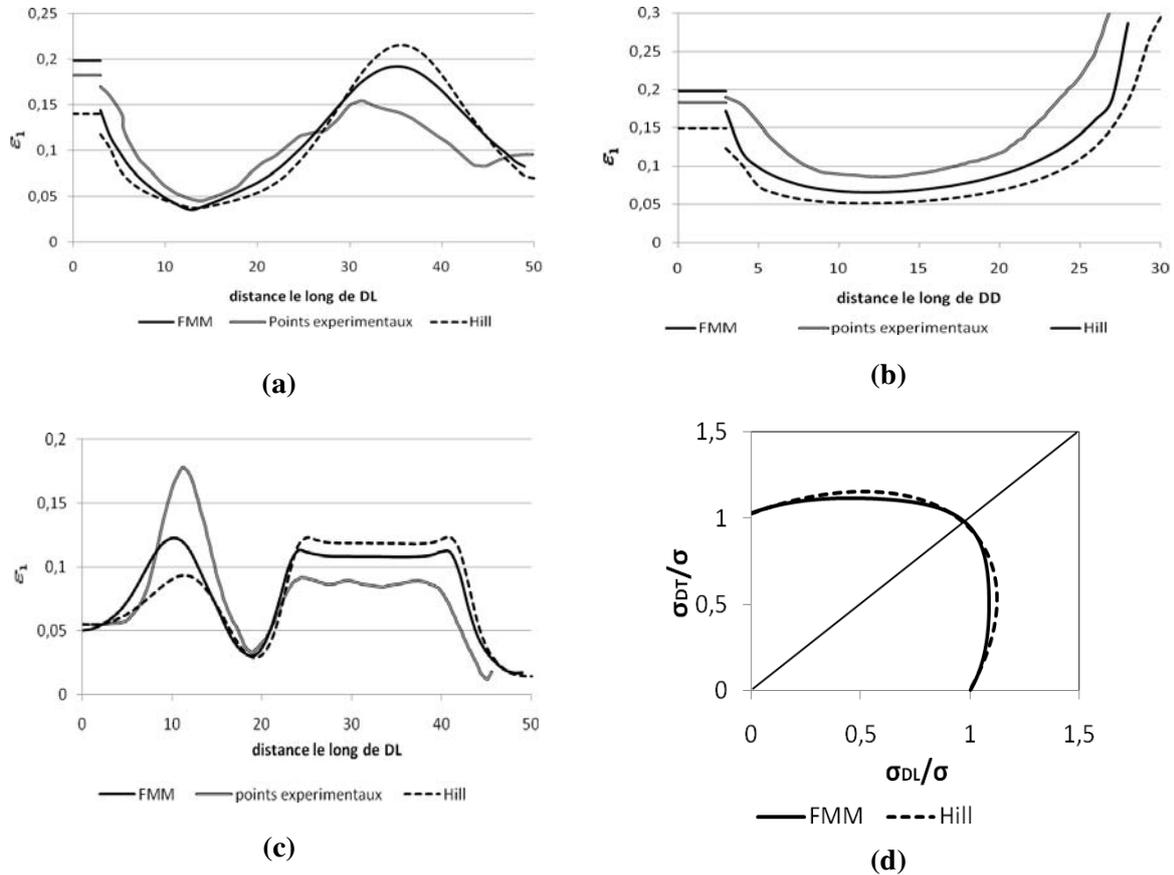


Figure .4.33 – Aluminium 1050 A . Comparaison des déformations principales ϵ_1 expérimentales et recalculées en imposant la condition de convexité à la surface d'écoulement.

(a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.

(b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.

(c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.

(d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes (surface convexe).

Alliage A 5086 H111

L'identification conduit à une situation analogue à celle observée pour l'aluminium 1050A. L'identification réalisée sans tenir compte de la condition de convexité de la surface d'écoulement fournit une surface non convexe. Le minimum en surface de réponse est alors recherché en imposant la condition de convexité. Les paramètres obtenus dans les deux cas sont donnés dans le tableau 4.36.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
Surface non convexe	2,959	7	0,6	2	3	3	-0,004	-0,259
Surface convexe	2,889	6	0,4	2	3	3	-0,005	-0,276

Tableau 4.36. Alliage A 5086 H111. Paramètres de la surface de charge obtenus par identification.

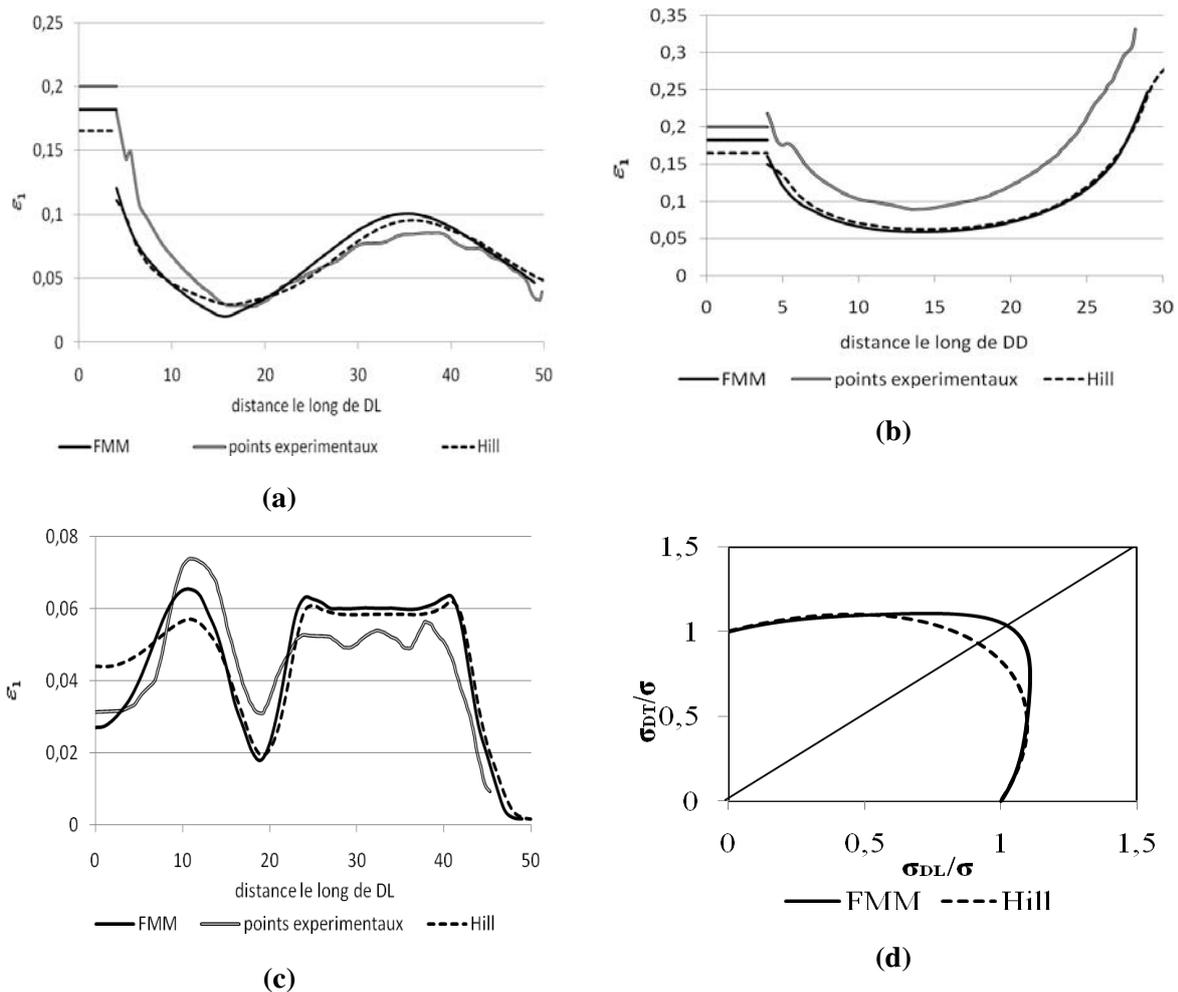


Figure 4.34. Alliage A 5086 H111. Comparaison des déformations principales ϵ_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne verticale DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 4$ mm.

(b) ligne diagonale DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 4$ mm.

(c) ligne verticale DL, éprouvette TU/TEB.

(d) Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes.

Les champs expérimentaux et simulés avec la surface d'écoulement convexe sont présentés en figure 4.34, ainsi que la surface d'écoulement associée. On obtient par simulation une sous-estimation

de la déformation de traction plane selon la direction DD pour l'éprouvette TU/TP, ainsi qu'une sous-estimation du pic de traction plane à l'abscisse $X \approx 10\text{mm}$ sur l'éprouvette TU/TEB, ce qui tend à indiquer une surestimation de la contrainte de traction plane.

4.5. BILAN DE L'IDENTIFICATION DU COMPORTEMENT PLASTIQUE

4.5.1. Anisotropie de déformation et anisotropie de contrainte

Les caractéristiques d'anisotropie plastique observées dans les essais de traction uniaxiale sur les différents matériaux sont récapitulées dans le tableau 4.37. Les aciers IF, ES et l'aluminium 1050A sont caractérisés par un minimum de $R(\alpha)$ associé à un maximum de $\sigma(\alpha)$ pour l'angle α variant entre 0 et $\pi/2$. L'alliage A5086 présente un maximum de $R(\alpha)$ associé à un minimum de $\sigma(\alpha)$. L'acier inox 304 présente un maximum de $R(\alpha)$ et une évolution monotone décroissante de $\sigma(\alpha)$. Dans tous les cas les variations conjointes de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ ont pu être décrites grâce au choix des paramètres (m, n, p) . Pour tous les matériaux (sauf l'acier inox 304) les variations de $\sigma(\alpha)$ sont nettement plus faibles que celles prévues par le critère de Hill, lorsque ces variations sont déduites d'une identification paramétrique basée sur les variations de $R(\alpha)$. Les évolutions conjointes de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ observées sur l'acier inox 304 ne sont pas prévues par le critère de Hill.

Matériau	Evolution de $R(\alpha)$	Evolution de $\sigma(\alpha)$
Acier IF	$R_{90} > R_0 > R_{45}$ minimum pour $0 < \alpha < \pi/2$	$\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$ maximum pour $0 < \alpha < \pi/2$
Acier ES	$R_{90} > R_0 > R_{45}$ minimum pour $0 < \alpha < \pi/2$	$\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$ maximum pour $0 < \alpha < \pi/2$
Acier inox 304	$R_{45} > R_0 > R_{90}$ maximum pour $0 < \alpha < \pi/2$	$\sigma_0 > \sigma_{45} > \sigma_{90}$ monotone décroissant pour $0 < \alpha < \pi/2$
Aluminium 1050A	$R_{90} > R_0 > R_{45}$ minimum pour $0 < \alpha < \pi/2$	$\sigma_{45} > \sigma_{90} > \sigma_0$ maximum pour $0 < \alpha < \pi/2$
Alliage 5086 A	$R_{45} > R_{90} > R_0$ maximum pour $0 < \alpha < \pi/2$	$\sigma_{90} > \sigma_0 > \sigma_{45}$ minimum pour $0 < \alpha < \pi/2$

Tableau 4.37. Evolutions de $R(\alpha)$ et de $\sigma(\alpha)$ pour les différents matériaux.

4.5.2. Surface de charge dans le domaine de l'expansion

La figure 4.35 représente les évolutions de la déformation principale majeure ε_1 obtenues expérimentalement sur l'ensemble des éprouvettes TU/TEB le long de la direction DL. La

représentation est fournie sur toute la longueur des éprouvettes, ce qui permet de visualiser la bonne qualité de symétrie des mesures par rapport au centre des éprouvettes. Nous avons d'autre part normalisé les mesures par la déformation moyenne de chaque essai, afin d'obtenir une meilleure lecture comparative des résultats.

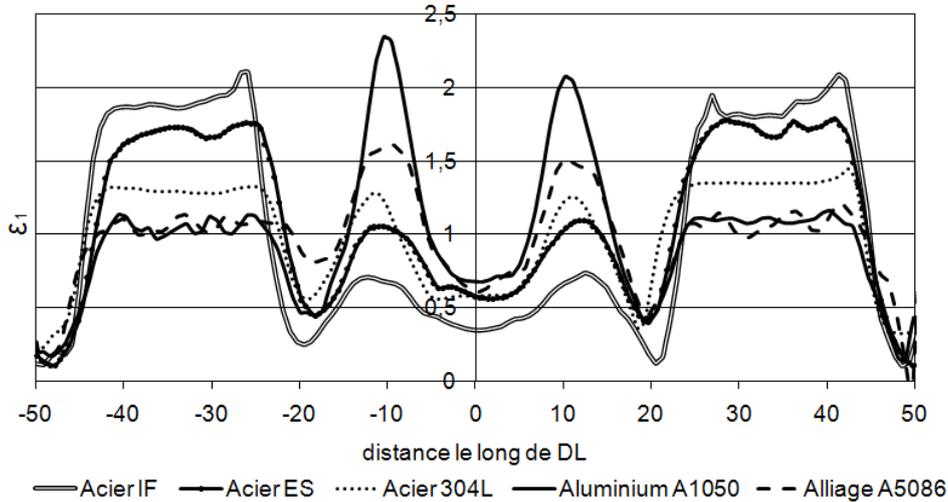


Figure 4.35. Evolution des déformations principales ε_1 mesurées expérimentalement sur les éprouvettes TU/TEB le long de la direction DL pour les différents matériaux. Pour une meilleure comparaison, les déformations sont représentées après normalisation par la déformation moyenne.

Nous rappelons que le centre de l'éprouvette est soumis à une traction équibiaxiale, le pic de déformation à l'abscisse $X \approx 10\text{mm}$ correspond à un état de traction plane entre les extrémités des fentes usinées à 45° des axes de symétrie, et le plateau de déformation pour $25 < X < 40\text{mm}$ correspond à un état de traction uniaxiale dans le brin central des bras de l'éprouvette.

On note respectivement ε_{ps} , ε_b et ε_u les déformations au niveau du pic de traction plane, au centre de l'éprouvette et au niveau du plateau de déformation dans le brin central des bras de l'éprouvette. Les figures 4.36 et 4.37 présentent les valeurs des rapports de déformation $\varepsilon_{ps}/\varepsilon_u$ et $\varepsilon_b/\varepsilon_u$ en fonction des rapports de contraintes obtenus par l'identification, σ_{ps0}/σ_0 et σ_b/σ_0 respectivement. Nous observons à nouveau la grande sensibilité de comportement des éprouvettes à l'anisotropie du matériau. La figure 4.36 montre une très forte décroissance de la hauteur relative du pic de déformation de traction plane en fonction du rapport de contraintes σ_{ps0}/σ_0 . La corrélation entre les deux grandeurs est très bonne. La figure 4.37 montre également une tendance à la décroissance du rapport de déformations $\varepsilon_b/\varepsilon_u$ en fonction du rapport de contraintes σ_b/σ_0 , mais la corrélation est nettement moins bonne. Cette moins bonne corrélation se comprend en considérant que l'état de déformation, proche de la traction plane sur le pourtour de la zone centrale, tend à empêcher la déformation de la zone centrale, et que donc la contrainte de traction plane joue également un rôle sur la déformation équibiaxiale au centre de l'éprouvette.

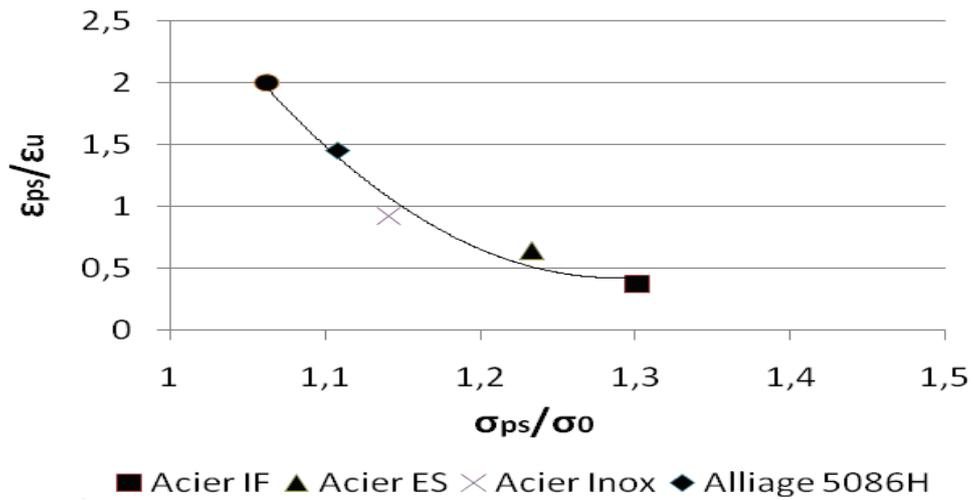


Figure 4.36. Eprouvettes TU/TEB. Valeurs du rapport de déformations expérimental ϵ_{ps}/ϵ_u en fonction du rapport de contraintes σ_{ps}/σ_0 obtenu par identification.

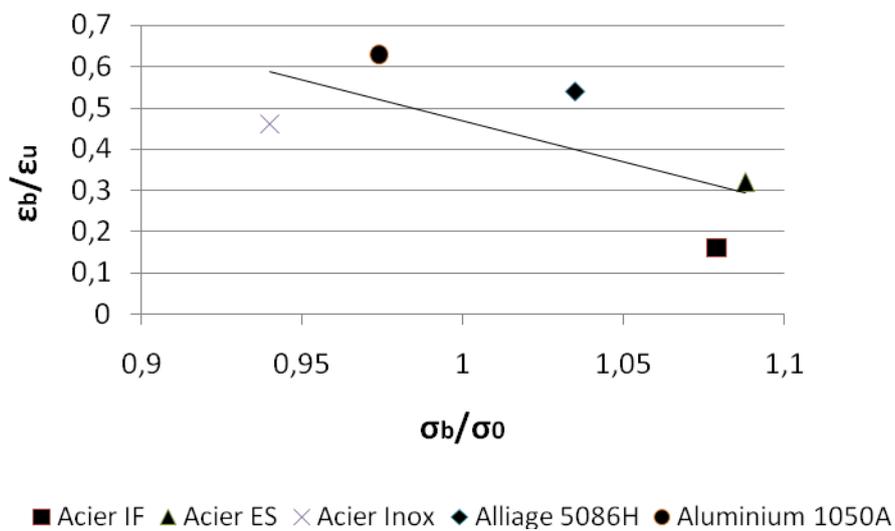


Figure 4.37. . Eprouvettes TU/TEB. Valeurs du rapport de déformations expérimental ϵ_b/ϵ_u en fonction du rapport de contraintes σ_b/σ_0 obtenu par identification.

4.6. CONCLUSION

L'identification paramétrique de la surface de charge a pu être menée à bien selon la procédure établie au chapitre 3 sur les différents matériaux étudiés.

Les résultats de l'identification semblent particulièrement convaincants dans le cas des deux aciers IF et ES.

Pour les deux matériaux, aluminium 1050A et alliage A5086, nous avons obtenu comme résultat de l'identification des paramètres correspondant à une surface de charge non convexe. Dans les deux cas nous sommes en présence de matériaux cfc qui, d'après les résultats de la littérature, donnent des surfaces de charge très aplaties au voisinage de la traction plane. Compte tenu de la précision des mesures de déformation et de la qualité d'usinage par commande numérique des éprouvettes, nous pensons que l'identification que nous avons réalisée n'est pas nécessairement le résultat d'erreurs expérimentales, mais qu'elle peut provenir de l'hypothèse restrictive d'écroutissage isotrope utilisée dans la modélisation. Dans les essais de traction biaxiale, les trajets de chargement en chaque point matériel présentent une bonne linéarité. Les surfaces identifiées correspondent donc plutôt à des surfaces à travail plastique donné (CWCs), à la condition que l'hypothèse d'écroutissage isotrope soit vérifiée avec une bonne précision. En effet, l'identification étant faite avec des niveaux de déformation différents dans les différentes zones de l'éprouvette, il s'agit de surfaces particulièrement sensibles à un éventuel écroutissage différentiel entre les différents trajets de chargement. Si on fait l'hypothèse d'un écroutissage plus faible au voisinage de la traction plane, les zones soumises à cet état de contraintes seraient alors particulièrement déformées, et l'identification de surfaces non convexes dans la région de traction plane serait alors le résultat d'une « compensation » de la non prise en compte de l'écroutissage différentiel. Cette hypothèse mériterait d'être étudiée dans une poursuite de ce travail.

L'identification réalisée dans le cas de l'acier inox 304 mérite d'être approfondie. Il s'agit d'un matériau assez peu anisotrope dans le plan de la tôle, mais dont le comportement peut être fortement sensible à l'état de triaxialité des contraintes, en raison de la transformation martensitique induite par la déformation plastique. Là encore les études devraient être poursuivies pour tenir compte de ces effets qui ne sont pas pris en compte dans notre étude.

Globalement, la méthode d'identification paramétrique à l'aide d'essais de traction biaxiale hétérogènes est très sensible à l'anisotropie du matériau, et paraît susceptible de mettre en évidence des effets particuliers qui devraient être pris en considération pour aboutir à une modélisation précise pour les applications en emboutissage.

Un bilan synthétique des résultats est présenté en Annexe A2.

CHAPITRE V

ESSAIS DE VALIDATION

5.1. INTRODUCTION

5.2. ESSAIS DE TRACTION BIAXIALE HETEROGENES

5.2.1. Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 0°

5.2.2. Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 45°

5.2.3. Essais sur éprouvettes TU/TEB orientées à 45°

5.3. ESSAIS D'EMBOUTISSAGE PROFOND

5.3.1. Rappels bibliographiques

5.3.2. Simulation du processus

5.3.3. Essais sur éprouvettes à contour circulaire

5.3.4. Essais sur éprouvettes à contour modifié

5.4. CONCLUSION

5.1. INTRODUCTION

Nous avons réalisé dans cette étude un certain nombre d'essais qui n'ont pas été utilisés pour l'identification paramétrique. Ces essais vont donc faire l'objet d'une comparaison avec des simulations numériques utilisant les résultats de l'identification, afin de tester la capacité à prédire le comportement du matériau dans des situations différentes. Ces essais sont :

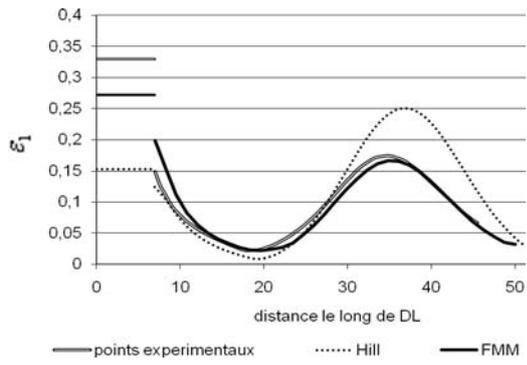
- Des essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 0° , avec des rayons du trou central différents de ceux utilisés dans l'identification,
- Des essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 45° ,
- Des essais sur éprouvettes TU/TEB orientées à 45° ,
- Des essais d'emboutissage profond, pour lesquels nous avons mesuré les cornes d'emboutissage.

Dans toutes les simulations présentées dans ce chapitre, les paramètres d'écroutissage et d'anisotropie correspondent aux valeurs identifiées au chapitre 4. Dans le cas de l'aluminium 1050A et de l'alliage A5086 H111, nous avons utilisé les paramètres correspondant à une surface convexe.

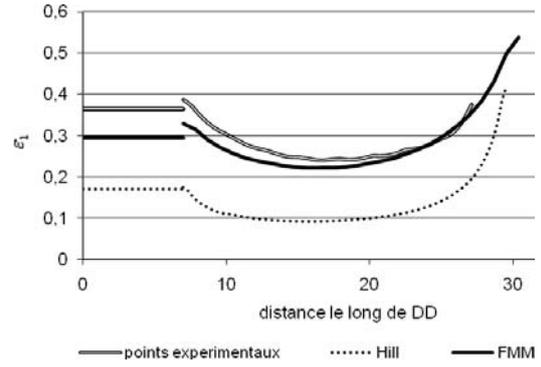
5.2. ESSAIS DE TRACTION BIAXIALE HETEROGENES

5.2.1. Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 0°

Nous avons réalisé des essais sur des éprouvettes TU/TP avec les axes de symétrie coïncidant avec DL et DT, et avec des rayons du trou central, $r_0 = 7$ mm et $r_0 = 8$ mm pour l'acier IF, $r_0 = 3$ mm pour l'acier inox 304 et $r_0 = 2$ mm pour l'aluminium 1050A et pour l'alliage A5086. Les résultats sont montrés sur les figures 5.1-5.4.



(a)



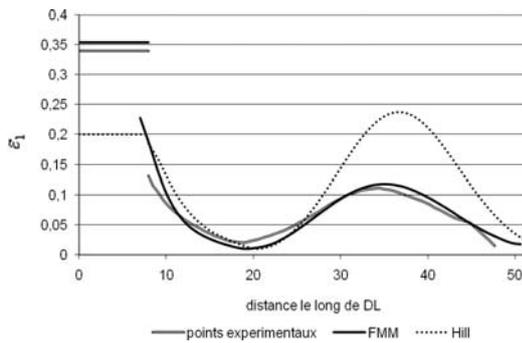
(b)

Figure 5.1. Acier IF. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

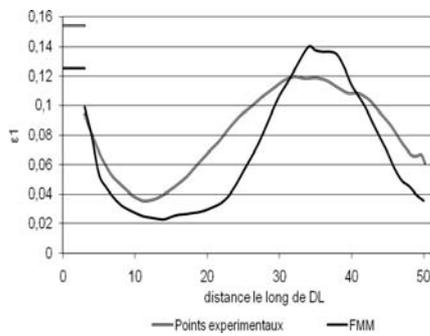
(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 7$ mm.

(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 7$ mm.

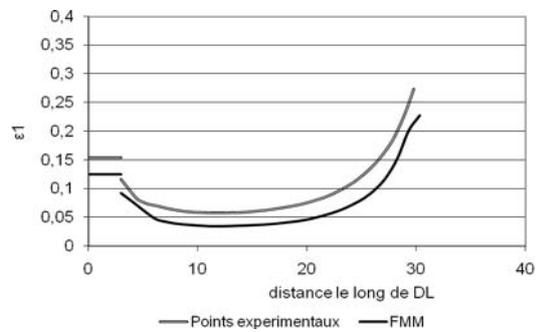
(c) ligne DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 8$ mm.



(c)



(a)

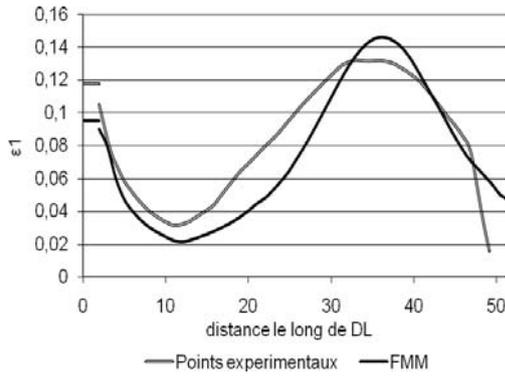


(b)

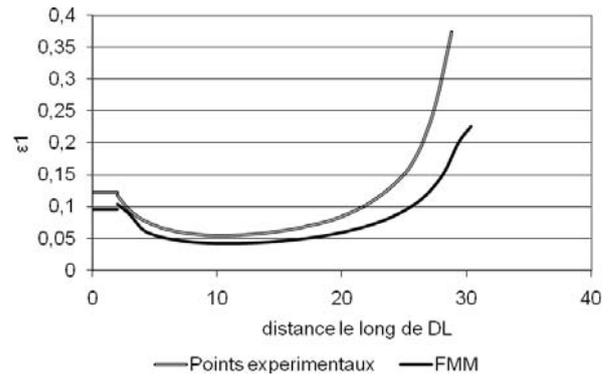
Figure 5.2. –Acier inox 304. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.

(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 3$ mm.



(a)

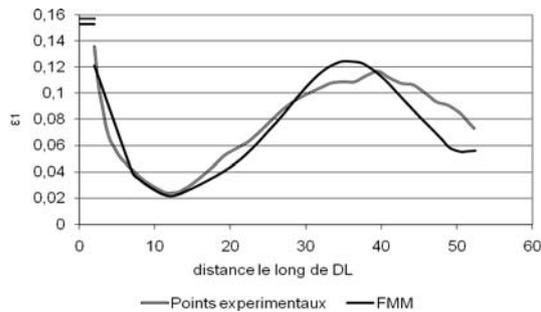


(b)

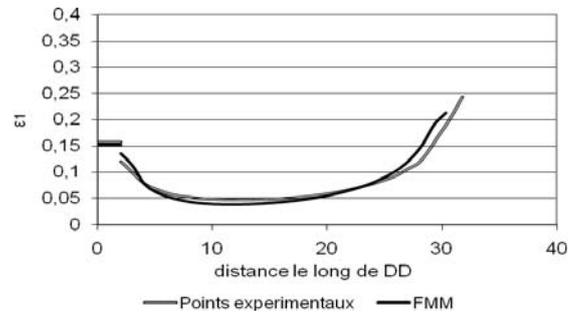
Figure 5.3. Aluminium 1050A. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 2$ mm.

(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 2$ mm.



(a)



(b)

Figure 5.4. Alliage A5086. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

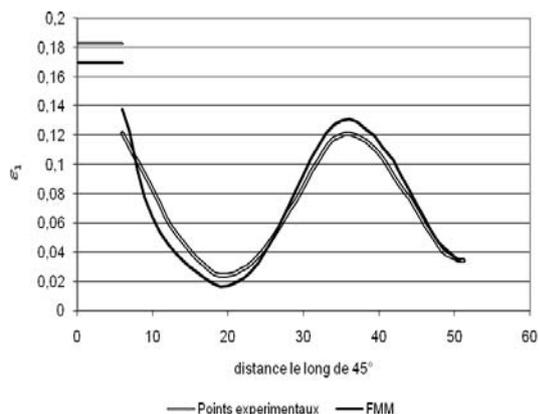
(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, $r_0 = 2$ mm.

(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, $r_0 = 2$ mm.

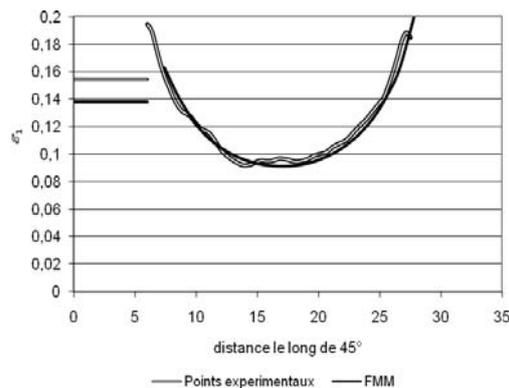
Les résultats obtenus montrent un bon accord particulièrement pour l'acier IF (figure 5.1).

5.2.2. Essais sur éprouvettes TU/TP orientées à 45°

Nous avons réalisé des essais sur des éprouvettes TU/TP orientées à 45° pour l'acier IF, et pour l'acier ES. De nouveau les paramètres préalablement identifiés permettent d'obtenir une très bonne concordance entre les champs de déformation expérimentaux et calculés (figure 5.5 et figure 5.6).



(a)

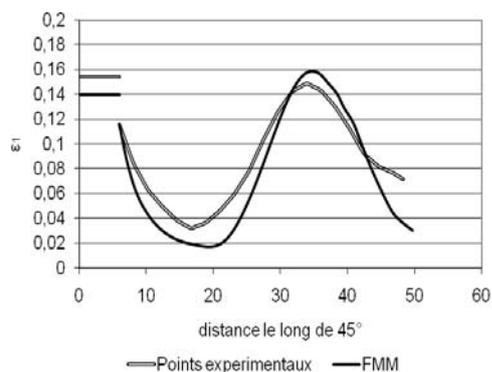


(b)

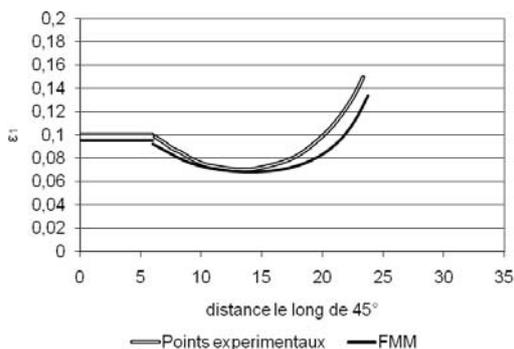
Figure 5.5 Acier IF. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, orientées à 45° , $r_0 = 6$ mm.

(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, orientées à 45° , $r_0 = 6$ mm.



(a)



(b)

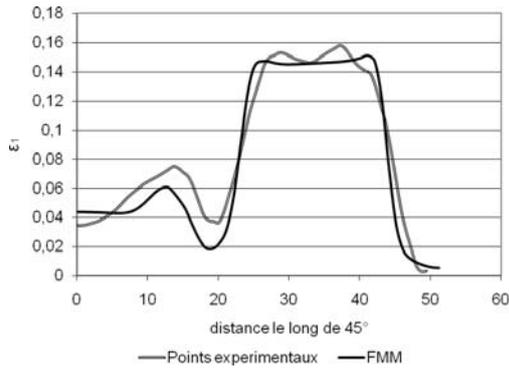
Figure 5.6. Acier ES. Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées.

(a) ligne DL, éprouvette TU/TP, orientées à 45° , $r_0 = 6$ mm.

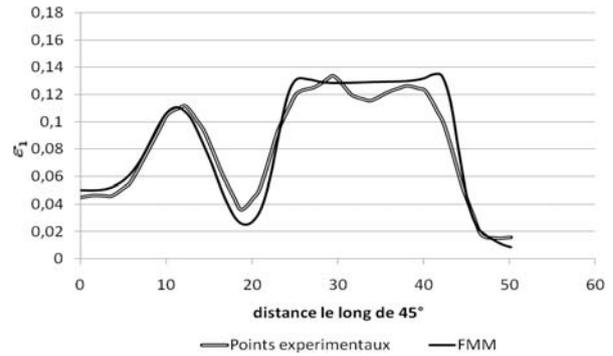
(b) ligne DD, éprouvette TU/TP, orientées à 45° , $r_0 = 6$ mm.

5.2.3. Essais sur éprouvettes TU/TEB orientées à 45°

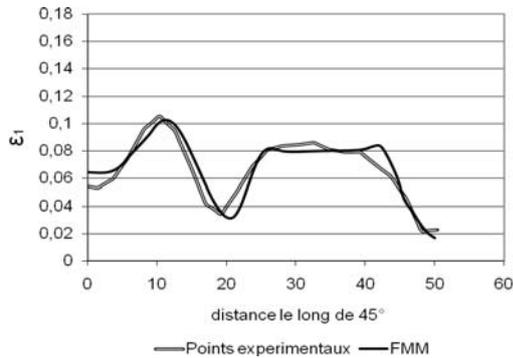
Nous avons réalisé aussi des essais sur des éprouvettes TU/TEB orientées à 45° pour l'acier IF, l'acier ES et l'aluminium 1050. Les résultats de l'identification fournissent là encore des prévisions en bon accord avec l'expérience.



(a)



(b)



(c)

5.7 Comparaison des déformations principales ε_1 expérimentales et calculées. éprouvette TU/TEB, orientées à 45°

- a) Acier IF.
- b) Acier ES
- c) Aluminium 1050

5.3. ESSAIS D'EMBOUTISSAGE PROFOND

5.3.1. Rappels bibliographiques

L'emboutissage profond (voir figure 1.11) permet de réaliser un godet par avalement de la matière entre la matrice et le serre-flan. Des échecs du procédé sont associés à l'amincissement localisé conduisant à la rupture du godet (généralement en bas de la partie cylindrique) ou à la formation de plis lors de l'écoulement entre matrice et serre-flan.

La première limitation du procédé est définie par le rapport limite d'emboutissage (Limiting Drawing Ratio, LDR) qui représente la valeur maximale du rapport entre le diamètre extérieur d du flan et le diamètre D du poinçon :

$$LDR = \frac{d}{D} \tag{5.1}$$

Pour les valeurs du rapport d'emboutissage supérieures au LDR on obtient une striction et une déchirure du matériau dans la partie inférieure du godet. Ce rapport limite est lié en premier lieu au coefficient d'anisotropie moyen. Un fort coefficient d'anisotropie favorise un épaissement moins fort de la tôle dans la partie avalée du flan, ce qui contribue à une force d'emboutissage relativement moins forte et donc favorise un LDR fort. D'autres facteurs interviennent, tels que les rayons de

raccordement des éléments actifs, le jeu entre les éléments actifs, la vitesse des outils, la lubrification etc.

Une autre difficulté est la formation de cornes d'emboutissage. Le procédé est géométriquement axisymétrique pour un flan circulaire, mais il est pénalisé par l'anisotropie transverse de la tôle, qui conduit à la formation d'un contour irrégulier (cornes d'emboutissage). Les cornes d'emboutissage résultent d'une elongation différente des fibres radiales en fonction de leur orientation par rapport aux axes matériels DL et DT, qui est associée aux différences de comportement selon la direction de la sollicitation.

Une étude a été effectuée par Tucker (1961) sur des tôles monocristallines d'aluminium, où il a analysé la formation de cornes pendant l'emboutissage en fonction de l'orientation du cristal. Les résultats expérimentaux (figure 5.8) montrent la forte dépendance de l'orientation, en intensité et nombre de cornes.

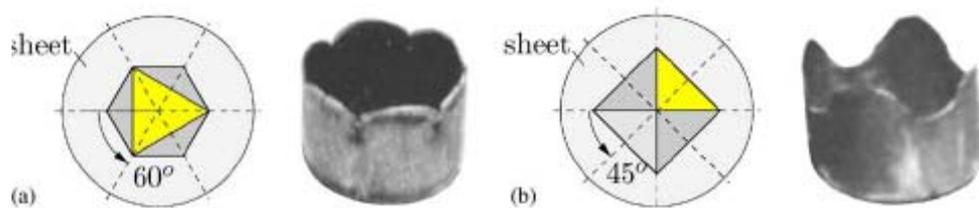


Figure 5.8. Formation de cornes sur monocristal d'aluminium (a) Symétrie de 60° en cas d'une orientation $[1\ 1\ 1]$ - (b) Symétrie de 45° en cas d'une orientation $[1\ 0\ 0]$ (d'après Tucker, 1961).

Miehe et Schotte (2004) développent plus tard l'étude de Tucker et font une comparaison avec des simulations qui montrent la capacité d'un modèle type Taylor à prévoir le comportement (figure 5.9).

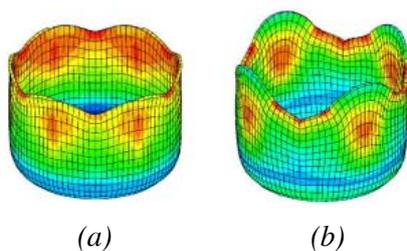


Figure 5.9. Simulations numériques réalisées par Miehe et Schotte (2004) pour les cas (a) et (b) de la figure 5.10.

Dans le cas des tôles polycristallines, l'effet de l'anisotropie est connu et interprété depuis longtemps de façon qualitative, en relation avec l'évolution angulaire du coefficient de Lankford $R(\alpha)$, figure 5.10 (Hu 2001).

- cas a : pour $R_0 = R_{45} = R_{90}$, $\Delta R = (R_0 - 2R_{45} + R_{90})/2 = 0$, il ne se forme pas de cornes d'emboutissage,
- cas b : pour $\Delta R < 0$, $R_0 = R_{90}$, quatre cornes d'emboutissage avec la même intensité se forment à 45° par rapport à la direction de laminage,

- cas c : pour $\Delta R > 0$, $R_0 < R_{90}$, quatre cornes se forment à 0° et à 90° , l'intensité des cornes à 90° étant plus grande,
- cas d : pour $\Delta R = 0$, $R_0 < R_{90}$, quatre cornes se forment à 45° ainsi que deux à 90° de la direction de laminage.

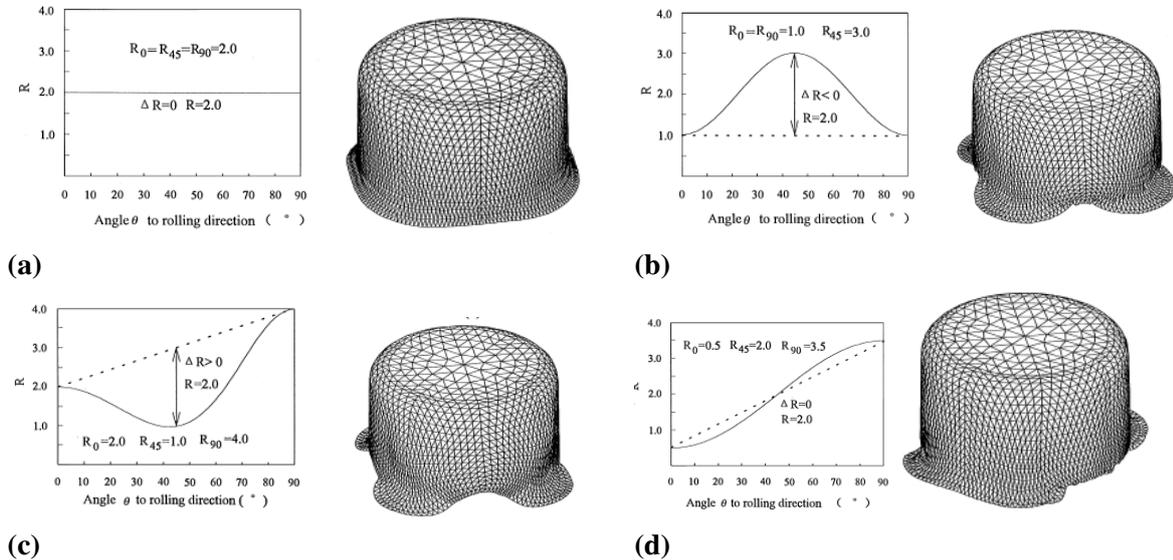


Figure 5.10 . Effet de la variation angulaire du coefficient de Lankford sur la formation des cornes d'emboutissage(Hu 2001).

- a) $R_0=2, R_{45}=2, R_{90}=2, \Delta R = 0$; b) $R_0=1, R_{45}=3, R_{90}=1, \Delta R < 0$;
 c) $R_0=2, R_{45}=1, R_{90}=4, \Delta R > 0$ d) $R_0=0.5, R_{45}=2, R_{90}=3.5, \Delta R = 0$

On observe donc que de façon générale les cornes apparaissent dans la direction correspondant aux valeurs les plus grandes du coefficient de Lankford R . Toutefois, l'intensité des cornes n'est pas connue de façon aussi simple. De nombreuses études ont été effectuées en utilisant divers modèles de plasticité anisotropes, afin d'apprécier la capacité du modèle choisi à prévoir correctement les cornes. Gotoh et Ishise (1978) ont utilisé le critère de Gotoh (1977) pour la simulation de l'emboutissage profond sur un acier doux. Chung et Shah (1992) et Yoon et al. (1994), respectivement, ont appliqué les critères proposés par Barlat et al. (1991, 1993) pour un alliage d'aluminium. Andersson et al. (1999) ont utilisé le critère de Karafillis et Boyce (1993) également pour la simulation de l'emboutissage profond d'un alliage d'aluminium. Moreira et al. (2000) ont utilisé le critère FMM dans le cas de différents aciers. Yoon et al. (2006) ont utilisé Yld2004 pour modéliser le comportement de différents matériaux. Ils obtiennent des prévisions de cornes d'emboutissage en parfait accord avec les résultats expérimentaux.

Ces différentes études montrent que les surfaces de plasticité ont une grande influence sur la prévision des cornes d'emboutissage. Après examen de nombreuses données expérimentales sur les limites d'écoulement, les valeurs du coefficient d'anisotropie R et les profils de cornes, Chung et al.

(1996) et Yoon et al. (2006) concluent que la variation de R est en général responsable de la forme du profil, tandis que la variation de la limite d'écoulement dicte l'amplitude des cornes.

On peut également citer deux explications anciennes de la littérature, basées sur l'observation qu'un élément du contour situé à l'angle α de RD est soumis à une compression uniaxiale selon la direction orthoradiale, définie par l'angle $\beta = \alpha + \pi/2$ par rapport à RD (figure 5.11).

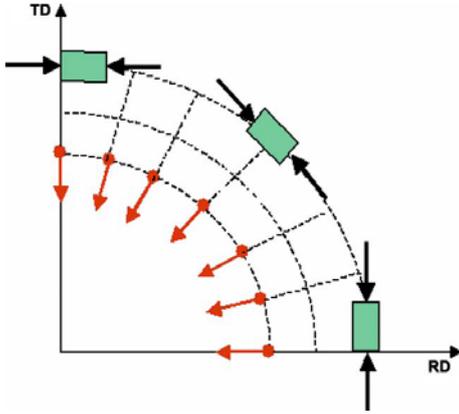


Figure 5.11. Schéma d'un élément de la collerette soumis à une compression selon la direction $\beta = \alpha + \pi/2$ (d'après Yoon, 2006).

La première explication considère qu'un allongement radial plus fort, et un épaissement plus faible sont obtenus pour une forte valeur du coefficient de Lankford $R(\beta)$. La formation d'une corne serait donc associée à un maximum de $R(\beta)$ (Bourne et Hill, 1950). La deuxième explication (Barlat et Richmond, 1987 ; Barlat et al., 1991) considère que la forme du contour est imposée par la déformation tangentielle de glissement obtenue en traction/compression uniaxiale à l'angle β . La déformation de glissement peut être quantifiée par le coefficient $\Gamma(\beta) = \dot{\epsilon}_{\alpha\beta} / \dot{\epsilon}_{\beta\beta}$, où $\dot{\epsilon}_{\alpha\beta}$ et $\dot{\epsilon}_{\beta\beta}$ sont les composantes tangentielle et normale de vitesse de déformation. Le coefficient $\Gamma(\beta)$ est lié à l'évolution angulaire de la contrainte uniaxiale $\sigma(\beta)$ par :

$$\Gamma(\beta) = -\frac{\partial\sigma(\beta)/\partial\beta}{2\sigma(\beta)} \quad (5.2)$$

La formation d'une corne serait donc associée à un minimum de $\sigma(\beta)$. Les deux explications conduisent à la même prévision de cornes à 0° et 90° de DL, par exemple pour des aciers présentant un minimum de $R(\alpha)$ et un maximum de $\sigma(\alpha)$.

Yoon et al. (2006) proposent également une formule quantitative qui relie la variation de R à la hauteur du profil.

Plusieurs efforts de recherche ont été dirigés vers l'élaboration de stratégies pour éliminer ou atténuer la formation des cornes d'emboutissage. Pour concevoir un profil non circulaire devant conduire à un embouti sans cornes, Zaky et al. (1998) ont proposé une solution simple, illustrée sur la figure 5.12.

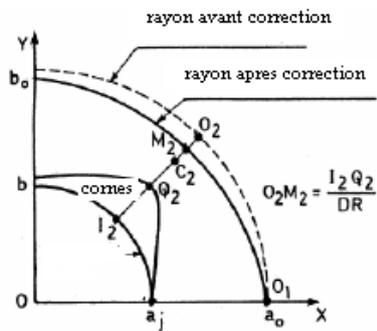


Figure 5.12. Modification du contour circulaire pour obtenir un embouti sans cornes (d'après Zaky et al., 1998).

Le profil initial est alors défini en diminuant le rayon dans les régions où se produisent les cornes, selon la formule :

$$\rho(\alpha) = \rho_0 - \frac{1}{DR}(H(\alpha) - H_0) \quad (5.3)$$

où $\rho(\alpha)$ (respectivement ρ_0) est le rayon à l'angle courant α (respectivement à 0° de la direction de laminage), $H(\alpha)$ (respectivement H_0) est la hauteur de l'embouti à l'angle courant α (respectivement à 0° de la direction de laminage) obtenue sur le flan circulaire et DR (Drawing Ratio) est le rapport d'emboutissage (rayon initial du flan sur le rayon de poinçon).

De nombreuses autres études ont été réalisées, par exemple celle de Pegada et al. (2002) qui utilisent un algorithme itératif faisant appel aux résultats des simulations précédentes pour aboutir à un contour optimal permettant d'éliminer les cornes.

5.3.2. Simulation du processus

Pour la simulation du processus d'emboutissage profond les données d'entrée sont :

- la géométrie des outils : la forme et les dimensions du poinçon, de la matrice et du serre-flan
- l'épaisseur de la tôle, h ;
- le rayon extérieur du flan ;
- la profondeur d'emboutissage, H ;
- la force de serrage, P ;
- le coefficient de frottement tôle- serre flan et matrice, tôle -poinçon, μ ;
- les paramètres de comportement du matériau de la tôle.

La géométrie du dispositif utilisé est présentée dans la figure 2.11. Elle est définie par les valeurs suivantes:

- le rayon du poinçon, $R_p=15$ mm ;
- le rayon de raccordement de la matrice, $r_m=5$ mm;
- le rayon de raccordement du poinçon, $r_p=6$ mm.

Les interactions entre les différentes surfaces sont définies par les coefficients de frottement (Iordache 2007) voire figure 5.13

- $\mu_1 = 0.2$ – le coefficient de frottement éprouvette-poinçon
- $\mu_2 = 1$ - le coefficient de frottement éprouvette – matrice et respectivement éprouvette serre-flan
- $\mu_4 = 0.15$ - le coefficient de frottement éprouvette et rayon de raccordement de la matrice

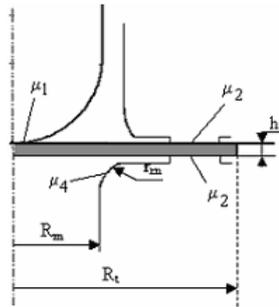


Figure 5.13 Les interactions entre différentes surfaces (Iordache 2007)

Les outils sont décrits par des surfaces rigides. Un quart du flan a été modélisé compte tenu de la symétrie orthotrope du matériau. Le maillage du flan a été réalisé à l'aide des éléments C3D8R à interpolation linéaire et à intégration réduite. Le maillage de l'éprouvette a été réalisé avec 2 couches d'éléments, et en mettant un maillage moins raffiné sous le poinçon, où les déformations sont peu importantes. La figure 5.14 montre le maillage utilisé. Il comporte 2080 éléments.

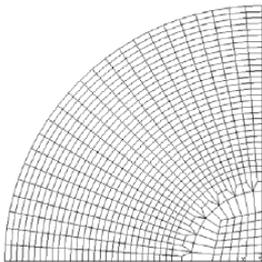


Figure 5.14. Vue du maillage utilisé pour l'emboutissage profond.

Le processus de calcul se déroule suivant les deux phases suivantes :

- Première étape : la matrice et le poinçon sont fixes et on applique une force au serre-flan dans la direction normale, les déplacements et les rotations sur les autres directions étant nuls. La force de serre-flan est calculée en fonction de chaque matériau étudié ;
- Deuxième étape : on impose le déplacement du poinçon (50 mm) en un temps de 6 ms, afin d'obtenir une énergie cinétique suffisante.

Le temps de serrage a été adapté de façon que la force soit nulle quand le bord de la tôle atteint le rayon de raccordement de la matrice. La force de serrage est maintenue constante puis décroît jusqu'à s'annuler. La force initiale sur le quart du flan est de 5 kN pour l'acier IF, 2.5 kN pour l'aluminium 1050A et 2.8 kN pour l'alliage A 5086. La figure 5.15 montre l'avancement du processus quand la force de serrage devient nulle. Pour l'acier IF la force est maintenue jusqu'à 3 ms pour éviter la formation de plis sur le flan (cas obtenu lorsque la force de serrage est maintenue seulement jusqu'à 2,4 ms). La force de serrage est maintenue jusqu'à 2,4 ms pour l'aluminium 1050A et l'alliage A 5086.

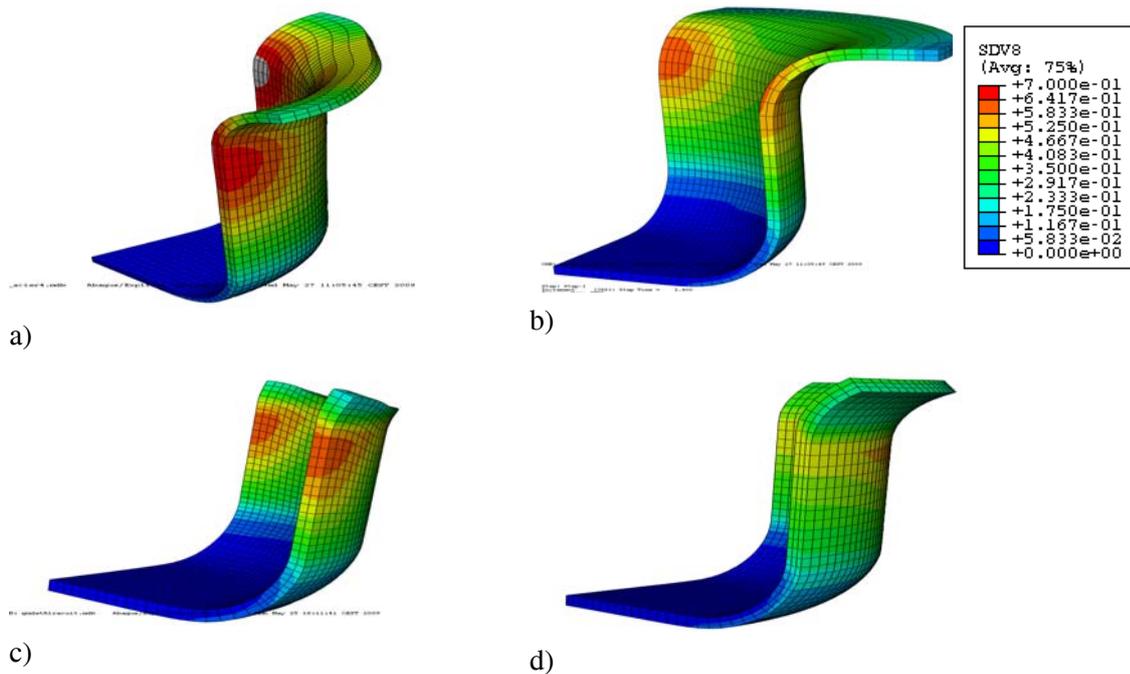


Figure 5.15. Avancement du processus quand la force de serre flan devient nulle : a) 3 ms pour l'acier IF ; b) 2,4 ms pour l'acier IF ; c) 2,4 ms pour l'aluminium 1050A et d) et 2,4 ms pour l'alliage A 5086 La déformation principale majeure ε_{1p} est représentée sur les figures.

5.3.3. Essais sur éprouvettes à contour circulaire

L'emboutissage de godets a été réalisé pour vérifier la capacité des paramètres identifiés à donner une bonne description de la formation des cornes. Trois matériaux ont été testés. Les valeurs du diamètre d du flan, du diamètre D du poinçon et du rapport d'emboutissage $DR = d/D$ utilisées sont données dans le tableau 5.1. Les valeurs de DR pour l'aluminium 1050A et pour l'alliage A 5086 sont proches du LDR, le diamètre de flan ayant été choisi après des échecs pour des flans de diamètre supérieur. Les rapports DR utilisés permettent donc de classer les matériaux en fonction de leur capacité à être emboutis. La valeur du coefficient de Lankford moyen, $R_{moy} = (R_0 + 2R_{45} + R_{90})/4$, est également reportée. On observe que les LDR se classent dans l'ordre des valeurs de R_{moy} .

	R_{moy}	d (mm)	D (mm)	DR	Tableau 5.1 Valeurs de R_{moy} , des diamètres du flan et du poinçon, et du rapport d'emboutissage pour les différents matériaux.
Acier IF	2.16	66	30	2,2	
Alliage A 5086 H111	0.78	57	30	1,9	
Aluminium 1050A	0.69	51	30	1,7	

L'évolution de la force d'emboutissage en fonction de l'enfoncement du poinçon obtenue par simulation est présentée dans la figure 5.16. Le niveau des forces se classe dans le même ordre que les

contraintes d'écoulement. Nous n'avons malheureusement pas pu enregistrer les courbes expérimentales.

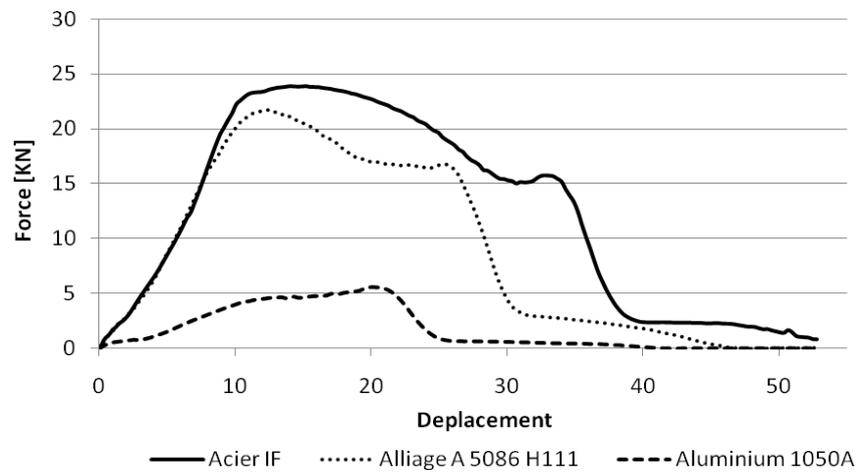
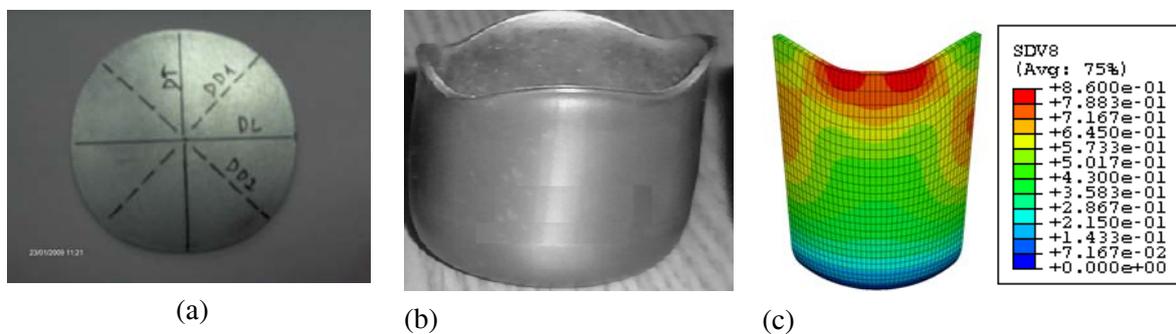
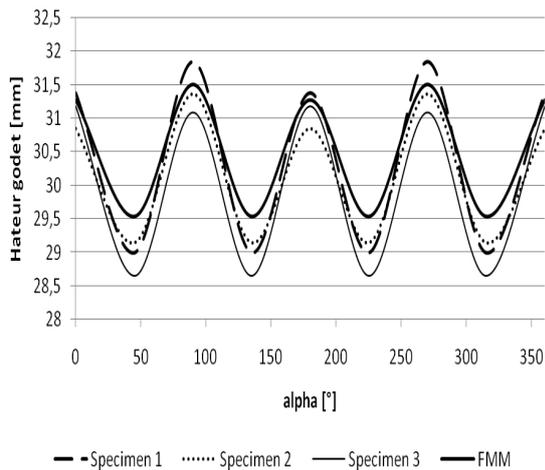


Figure 5.16 Evolution des forces d'emboutissage en simulation pour l'acier IF, l'aluminium 1050A et l'alliage A5086.

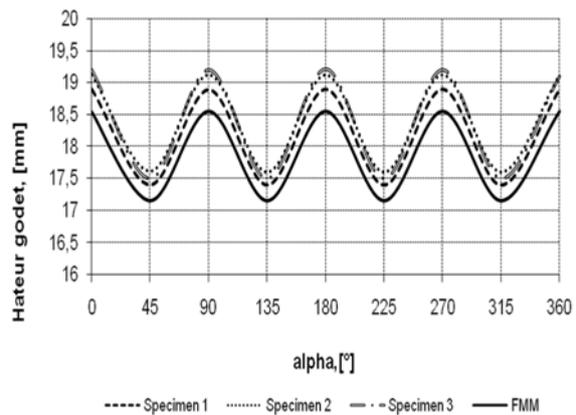
La comparaison des hauteurs d'embouti expérimentales et calculées pour l'acier IF, l'aluminium 1050A et l'alliage est présentée dans la figure 5.18. On peut remarquer que la hauteur des godets et l'intensité des cornes calculées avec les paramètres identifiés au chapitre 4 sont en bonne concordance avec l'expérience.



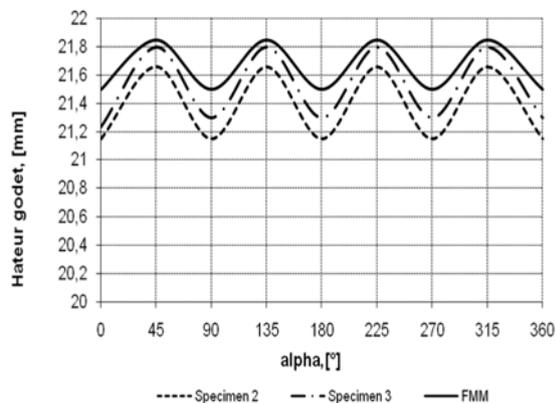
5.17 Acier IF. L'éprouvette utilise en emboutissage (a) l'éprouvette avant d'emboutissage (b) l'éprouvette après emboutissage et (c) le quart de éprouvette en simulation numérique



Acier IF



Aluminium 1050A



Alliage A5086

Figure 5.18 Profils des emboutis obtenus sur différents matériaux. Comparaison avec les résultats de simulation.

La position des cornes respecte les prévisions théoriques : les cornes ont été obtenues selon la direction des grandes valeurs du coefficient d'anisotropie R . En effet pour l'acier IF et l'aluminium 1050A qui présentent un minimum de $R(\alpha)$ entre 0° et 90° , les 4 cornes sont à 0° et 90° de DL. Pour l'alliage A 5086 qui présente un maximum de $R(\alpha)$ entre 0° et 90° , les 4 cornes sont à 45° de DL et DT. Les dissymétries entre les valeurs de R_0 et R_{90} ne donnent pas lieu à des différences notables de hauteur des cornes.

La prévision de la hauteur des cornes dépend de la description de l'anisotropie en déformation et en contraintes dans la collerette, soumise à un état de rétreint. Les bonnes prévisions obtenues tendent à montrer que l'identification de cette anisotropie obtenue en traction uniaxiale est aussi correcte en compression.

5.3.4. Essais sur éprouvettes à contour modifié

Les cornes d'emboutissage peuvent être diminuées en modifiant la forme circulaire du contour.

Nous avons suivi la proposition de Zaky et al. (1998) (voir paragraphe 5.3.1, équation 5.3) pour modifier le contour afin d'obtenir un embouti sans cornes. Nous avons observé que l'expression (5.4) fournit une bonne description de la hauteur d'embouti pour un profil circulaire :

$$H(\alpha) = \frac{H_{45}(H_0 + H_{90})\sin^2 2\alpha + 2H_0H_{90}\cos^2 2\alpha}{H_0 + H_{90} - (H_0 - H_{90})\cos 2\alpha} \quad (5.4)$$

où $H(\alpha)$ est la hauteur de l'embouti pour l'orientation définie par l'angle courant α , et H_0 , H_{45} et H_{90} sont les hauteurs d'embouti pour les orientations particulières à 0° , 45° et 90° de DL. Cette expression, directement inspirée de l'évolution obtenue pour le coefficient d'anisotropie $R(\alpha)$ avec le critère de Hill quadratique, fournit une excellente description des évolutions constatées pour $H(\alpha)$ expérimentalement, ou dans les simulations par éléments finis.

Expérimentalement, les contours ont été modifiés en partant de contours circulaires et en polissant le bord des éprouvettes au papier fin de façon à s'approcher du contour $\rho(\alpha)$ défini en combinant les équations (5.3) et (5.4). Les photos de contours modifiés, et des emboutis obtenus avec ces éprouvettes, sont montrés dans la figure 5.19.

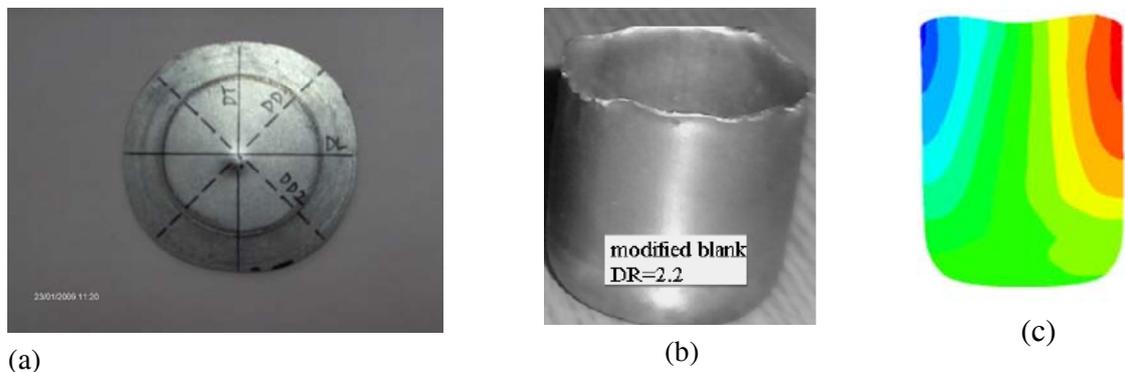


Figure 5.19 .a. Acier IF. Photo du contour modifié b. Photo des emboutis avec flan circulaire et flan modifié.c. Les éprouvettes simulées avec flan modifié

Les profils montrent des cornes fortement atténuées. Dans le cas de l'acier IF, nous n'avons pas pu éviter la formation d'irrégularités assez aigues sur le contour, malgré le soin apporté à la réalisation du contour modifié. Les simulations prévoient par contre un profil sans cornes quasi parfait.

5.4. CONCLUSION

Les comparaisons entre expériences et simulations présentées dans ce chapitre fournissent dans l'ensemble un bon accord. Dans le cas des essais de traction biaxiale effectués sur des éprouvettes orientées à 45° de DL, les champs de déformation obtenus sont assez comparables à ceux sur des éprouvettes orientées à 0° (chapitre 4). D'une part l'anisotropie en contraintes n'est pas très marquée, et d'autre part les conditions aux limites en déplacement imposé empêchent la manifestation de cette anisotropie. Dans le cas des éprouvettes TU/TP présentant des rayons du trou central différents de ceux utilisés au chapitre 4 pour l'identification, la comparaison expérience/simulation est même souvent meilleure qu'au chapitre 4, où nous avons sans doute une plus grande sensibilité paramétrique, avec des rayons du trou central se rapprochant d'un équilibre des déformations dans les bras et dans les zones de liaison entre bras.

Les bons résultats obtenus pour la prévision des cornes d'emboutissage tendent à montrer que l'extension de la description de l'anisotropie au domaine de la compression et du rétreint peut être raisonnablement appliquée pour les matériaux étudiés.

CONCLUSIONS, CONTRIBUTIONS, PERSPECTIVES

L'objectif de cette étude s'inscrit dans le cadre du développement de stratégies d'identification et d'interaction modèle - expérience en utilisant les techniques de mesures de champs de déformation, les approches inverses d'identification et la simulation par élément finis.

Cet objectif, appliqué à la caractérisation du comportement plastique des tôles métalliques, nous a conduit :

- d'une part, à concevoir des configurations originales d'éprouvettes de traction biaxiale de géométrie complexe pouvant générer des états de déformation hétérogènes sous des trajets de contraintes variés, comme c'est le cas en emboutissage,
- d'autre part, à développer des outils fondés sur les approches inverses et couplés à la simulation par éléments finis en vue d'identifier les paramètres des lois de comportement.

La première étape de ce travail a donc été de concevoir et d'optimiser par simulation numérique des éprouvettes sollicitées en traction biaxiale, capables de développer de grandes déformations plastiques sous des trajets de chargement variant de la traction uniaxiale à la traction équi-biaxiale, tout en retardant autant que possible la localisation de la déformation dans une région particulière de l'éprouvette. Deux types d'éprouvettes ont été conçues dans ce but, en évitant des diminutions locales d'épaisseur difficiles à usiner, et nuisibles à la précision dimensionnelle. Nous avons en particulier conçu une éprouvette donnant des déformations biaxiales en zone centrale d'intensité appréciable, grâce à des fentes dont la répartition et les dimensions ont été optimisées.

La seconde étape a consisté à procéder à l'identification des paramètres de la fonction de charge choisie. Compte tenu de la sensibilité paramétrique des surfaces de charge aux paramètres du modèle, il a été possible de découpler cette identification en deux étapes :

- la première permet d'identifier 3 paramètres en ajustant à la fois les variations angulaires du coefficient de Lankford $R(\alpha)$ et des contraintes d'écoulement $\sigma(\alpha)$ obtenues en traction uniaxiale,
- la seconde consiste à identifier les deux paramètres indépendants restant par minimisation de la différence entre champs de déformation expérimentaux et calculés.

La technique de corrélation d'images utilisée pour la détermination des champs de déformation a le mérite de nécessiter un matériel relativement simple, adapté aux déformations plastiques rencontrées en emboutissage. La méthode d'identification s'appuie sur l'analyse des surfaces de réponse associées à une fonction coût, définie sur des lignes des éprouvettes où les champs sont particulièrement sensibles à l'anisotropie. Globalement on parvient à une bonne concordance entre expérience et simulation. Les différences proviennent du fait que la corrélation d'image donne des erreurs de calcul au voisinage des bords, trous et fentes réalisées sur les éprouvettes. D'autre part, l'hypothèse d'écrouissage isotrope considérée dans la modélisation peut être une approximation non

valide dans certains cas, particulièrement pour les alliages d'aluminium et l'acier inox 304 étudiés dans ce travail.

Les surfaces de charge ainsi identifiées ont pu être validées avec succès sur différents essais, incluant l'essai d'emboutissage profond conduisant à la formation de cornes. Pour cet essai, on sait que la prévision numérique de la position et de l'intensité des cornes dépend à la fois de la description de l'anisotropie en déformation et de l'anisotropie en contraintes dans la collerette, soumise au bord à une compression orthoradiale. On peut donc penser que les bons résultats obtenus par simulation indiquent que les caractéristiques d'anisotropie transverse identifiées en traction uniaxiale décrivent aussi de façon correcte l'anisotropie en compression.

Une question qui reste à débattre est la correspondance entre les « surfaces de charge » identifiées classiquement à l'aide de différents essais sous chargement proportionnel, et les surfaces identifiées dans ce travail. Dans le premier cas, il s'agit de surfaces à travail plastique donné (Constant Work Contours, CWCs). Dans les essais de traction biaxiale, les trajets de chargement en chaque point matériel présentent une bonne linéarité, mais l'identification est faite avec des niveaux de déformation différents pour les différents points matériels, soumis à différents trajets de déformation. On peut donc penser que les surfaces que nous avons identifiées tendent à amplifier les effets d'un éventuel écrouissage différentiel entre les différents trajets. Cette hypothèse conduit à envisager que les surfaces légèrement non convexes identifiées dans un premier temps pour l'aluminium 1050A et l'alliage A5086 ne sont pas nécessairement liées à une erreur d'identification, mais peuvent correspondre à un écrouissage différentiel qui n'est pas considéré dans notre modélisation. Cette hypothèse pourrait être envisagée dans une poursuite de ce travail.

En conclusion, la principale contribution de cette étude à l'identification du comportement plastique des tôles métalliques anisotropes est la mise en oeuvre d'essais biaxiaux hétérogènes, qui élargissent grandement le domaine d'identification paramétrique par rapport à des éprouvettes de forme complexe, mais sollicitées de façon unidirectionnelle.

CONTRIBUTIONS

Les contributions originales de cette thèse concernent principalement :

- La mise en œuvre d'essais de traction biaxiale hétérogènes pour l'identification paramétrique des lois de comportement plastique des tôles métalliques anisotropes utilisées dans les industries de transformation par emboutissage ;
- La conception d'éprouvettes de traction biaxiale originales, qui présentent l'avantage d'élargir de façon très importante le domaine des états de déformation pouvant être obtenus au cours d'un seul essai , par rapport aux éprouvettes existantes de la littérature ;
- La mise en œuvre d'une méthode de détermination des champs de déformation par analyse d'images, dans le cadre des essais de traction biaxiale ;
- L'utilisation d'un dispositif de traction biaxiale spécifique dans le cadre d'essais de traction biaxiale hétérogènes ;
- La mise au point d'une méthode d'identification paramétrique adaptée à un modèle de fonction de charge à 8 paramètres, qui permet de définir avec une bonne précision la forme des surfaces de plasticité, en combinant les informations obtenues à l'aide des essais de traction biaxiale hétérogènes avec celles obtenues par des essais classiques de caractérisation de l'anisotropie en traction uniaxiale selon différentes orientations de l'éprouvette ;
- L'application de la méthode d'identification à 5 matériaux, mettant en évidence la grande sensibilité de la méthode d'identification proposée ;
- La validation des résultats par des essais distincts de ceux utilisés pour l'identification, en particulier des essais d'emboutissage profond de godets, pour lesquels les simulations numériques donnent de très bonnes prévisions en ce qui concerne la formation des cornes d'emboutissage.

PERSPECTIVES

Il s'agit de la première étude de ce type conduit en collaboration entre le Laboratoire de Science des Matériaux de l'Université de Pitești et le Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux de l'Université Paul Verlaine-Metz. Un certain nombre de progrès et de poursuites d'études devraient être envisagés, en particulier :

- conception d'un nouveau dispositif permettant de supporter des charges plus importantes, instrumenté pour la mesure des efforts dans les deux directions de l'éprouvette ;
- comparaison des surfaces de charge avec celles obtenues par d'autres méthodes ;
- prévision des courbes limites de formage en utilisant les paramètres issus de l'identification...

REFERENCE BIBLIOGRAPHIQUES

- Andersson, A., Ohlsson, C.A., Mattiason, K., Persson, B., 1999. Implementation and evaluation of the Karafillis–Boyce material model for anisotropic metal sheets. *In: Gelin, J.C., Picart, P., (Eds.), Proceedings of NUMISHEET.*
- Aoki, S., Amaya, K., Sahashi, M., Nakamura, T., 1997. Identification of Gurson’s material constants by using kalman filter. *Computational Mechanics*, 19, 501–506.
- Banabic, D., Kuwabara, T., Balan, T., Comsa, D.S., Julean, D., 2003. Non-quadratic yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress conditions. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45, 5, 797-811.
- Banabic, D., Aretz, H., Comsa, D.S., Paraianu, L., 2005. An improved analytical description of orthotropy in metallic sheets. *International Journal of Plasticity*, 21, 493–512.
- Barlat, F., Richmond, O., 1987. Prediction of tricomponent plane stress yield surfaces and associated flow and failure behavior of strongly textured f.c.c. polycrystalline sheets. *Materials Science and Engineering*, 95, 15-29.
- Barlat, F., Brem, J.C., Yoon, J.W., Chung, K., Dick, R.E., Lege, D.J., Pourboghrat, F., Choi, S.-H., Chu, E., 2003. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory *International Journal of Plasticity* 19 1297–1319
- Barlat, F., Lege, D.J., Brem, J.C., 1991. A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7, 693–712.
- Barlat, F., Brem, J.C., Yoon, J.W., Dick, R.E., Choi, S.H., Chung, K., Lege, D.J., 2000. Constitutive modelling for aluminum sheet forming simulations. *In: Khan, A.S., Zhang, H., Yuan, Y. (Eds.), Proceedings of the 8th International Symposium on Plasticity and its Current Applications, Whistler, Canada, July 2000. Neat Press, Fulton, MD, pp. 591–593.*
- Barlat, F., Aretz, H., Yoon, J.W., Karabin, M.E., Brem, J.C., Dick, R.E., 2005. Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, 21, 1009–1039.
- Barlat, F., Yoon, J.W., Cazacu, O., 2007. On linear transformations of stress tensors for the description of plastic anisotropy. *International Journal of Plasticity*, 23, 876-896.
- Bates, D.M, Watts, D.G., 1988. Nonlinear regression analysis and its applications. Wiley.
- Belhabib, S., Haddadi, H., Gaspérini, M., Vacher, P., 2008. Heterogeneous tensile test on elastoplastic metallic sheets: Comparison between FEM simulations and full-field strain measurements. *International Journal of Mechanical Sciences*, 50, 14-21.
- Benedict, S., 2003. Mesures de déformation par corrélation d’image –applications aux courbes limites de formage et à l’observation du phénomène Portevin Le Chatelier, *Univeriste Metz*
- Bhatnagar, N, Bhardwaj, R., Selvakumar, P., Brieu, M., 2007. Development of a biaxial tensile test fixture for reinforced thermoplastic composites, *Polymer Testing*, 26, 154–161.
- Bishop, J.F.W., Hill, R., 1951. A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stress. *Philosophical Magazine*, 42, 414–427.
- Bouabdallah, K., 2006 Caractérisation de l’effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d’analyse d’images. *these Univeriste Ferhat Abbas- Setif Algerie*

- Bourne, L., Hill, R., 1950. On the correlation of the directional properties of rolled sheet in tension and cupping tests, *Philosophical Magazine*, 41, 671–681.
- Brunet, M., Mguil, S., Morestin, F., 1998. Analytical and experimental studies of necking in sheet forming metal processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 80–81, 40–46.
- Brunet, M., Morestin, F., Godereaux, S., 2001. Nonlinear kinematic hardening identification for anisotropic sheet metals with bending-unbending tests. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123, 378–383.
- Budiansky, B., 1984. Anisotropic plasticity of plane-isotropic sheets. In: Dvorak, G.J., Shield, R.T. (Eds.), *Mechanics of Material Behavior*. Elsevier, 15–29.
- Cailletaud, G., Pilvin, P., 1993 Identification, problèmes inverses: un concept modulaire. In *2eme Col. Nat. Calcul des Struct., Giens*, 770-787.
- Cazacu, O., Barlat, F., 2001. Generalization of Drucker's yield criterion to orthotropy. *Math. Mech. Solids*, 6, 613–630.
- Chalal, H., Meraghni, F., Pierron, F., Grédiac, M., 2004. Direct identification of damage behaviour of composite materials using the virtual fields method. *Composite Part A*, 35, 841–848.
- Chen, D.J., Chiang, F.P., Tan, Y.S., Don, H.S., 1993. Digital speckle displacement measurement using a complex Fourier spectrum method. *Applied Optics*, 32 (11), 1839–1849.
- Chung et Shah, 1992, finite element simulation of sheet metal forming for planar anisotropic metals, *International Journal of Plasticity*, 8, 453-476.
- Chung, K., Lee, S.Y., Barlat, F., Keum, Y.T., Park, J.M., 1996. Finite element simulation of sheet forming based on a planar anisotropic strain rate potential. *International Journal of Plasticity*, 12 (1), 93–115.
- Demmerle, S., Boehler, J.P., 1993. Optimal design of biaxial tensile cruciform specimens. *J. Mech. Phys. Solids* 41 (1), 143-181.
- Drücker, D.C., 1949. Relation of experiments to mathematical theories of plasticity, *Journal of Applied Mechanics* , 16, 349-357.
- Endelt, B., Nielsen, K.B., 2005. General framework for analytical sensitivity analysis for inverse identification of constitutive parameters. In: *Proceedings of COMPLAS 2005, 8th International Conference on Computational Plasticity*. Barcelona – Spain, 5–7 September.
- Ferron, G., Makinde, A., 1988. Design and development of a biaxial strength testing device, *Journal of Testing and Evaluation*, 16, 253-256.
- Ferron, G., Makkouk, R., Morreale, J., 1994. A parametric description of orthotropic plasticity in metal sheets, *International Journal of Plasticity*, 10, 5, 431-449.
- Fletcher, R., 1980. Practical methods of optimization, unconstrained optimization. *Wiley, New York and Toronto*.
- Fletcher, R., Powell, M.J.D. 1963. A rapidly convergent descent method for minimization. *Computer Journal*, 5, 163–168.
- Francois, D., 2002..Essais mécaniques des métaux - Essais d'aptitude à la mise en forme. *Tecniques de l'Ingénieur*

- Gavrus, A., Massoni, E., Chenot, J.L., 1996. An inverse analysis using a finite element model for identification of rheological parameters. *Journal of Materials Processing Technology*, 60(1-4), 447–454.
- Gelin, J.C., Ghouati, O. Shahani, R., 1994. Modelling the plane strain compression test to obtain constitutive equations of aluminium alloys. *International Journal of Mechanical Sciences*, 36, 773–796.
- Geymonat, G, Hild, F., 2002. Identification of elastic parameters by displacement field measurement, *CR Mécanique*, 330 (6)
- Gill, P.E., Murray, W., Wright, M. H., 1981. Practical optimization. *Academic Press*.
- Ghouati, O., Gelin, J.C., 1997. An inverse approach for the identification of complex material behaviours. In: Sol, H., Oomens, C.W.J. *Material Identification using Mixed Numerical Experimental Methods*. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, pp. 93–102.
- Ghouati, O., Gelin, J.-C., 1998. Identification of material parameters directly from metal forming processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 560–564.
- Ghouati, O., Gelin, J.-C., 2001. A finite element-based identification method for complex metallic material behaviour, *Computational Materials Science*, 21, 57–68.
- Gotoh, M., 1977. A theory of plastic anisotropy based on a yield function of fourth order (plane stress state)—I. *International Journal of Mechanical Sciences*, 19, 9, 505-512.
- Gotoh, F., Ishise, F., 1978. A finite element analysis of rigid-plastic deformation of the flange in a deep-drawing process based on a fourth-degree yield function, *International Journal of Mechanical Sciences*, 20, 423.
- Green, D.E., Neale, K.W., MacEwen, S.R., Makinde, A., Perrin, R. 2004. Experimental investigation of the biaxial behaviour of an aluminum sheet, *International Journal of Plasticity*, 20, 8-9, 1677-1706.
- Hendriks M. Identification of the mechanical behavior of solid materials. Thèse de Doctorat, Eindhoven University of Technology, Eindhoven, The Netherlands, 1991.
- Hendriks, F., Brokken D., Oomens, C., Bader, D., Baaijens, F., 2006. The relative contributions of different skin layers to the mechanical behavior of human skin in vivo using suction experiments. *Medical Engineering & Physics*, 28-3, 259–266.
- Héripré, E., Dexet, M., Crepin, J., Gelebart, L., Roos, A., Bornert, M., Caldemaison, D. 2007. Coupling between experimental measurements and polycrystal finite element calculations for micromechanical study of metallic materials. *International Journal of Plasticity*, 23, 9, 1512-1539.
- Hill, R., 1948. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London*, A 193, 281-297.
- Hill, R., 1979. Theoretical plasticity of textured aggregates, *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, 85, 179-191.
- Hill, R., 1990. Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 38, 405-417.
- Hill, R., 1993. A user-friendly theory of orthotropic plasticity in sheet metals. *Int. J. Mech. Sci.* 35, 19–25.
- Hoffmann E., 2000. Utilisation du logiciel Sisasoft
- Hosford, W. F., 1972. A generalized isotropic yield function. *Journal of Applied Mechanics*, 39, 607-609.

- Hu, W., 2007. Constitutive modeling of orthotropic sheet metals by presenting hardening-induced anisotropy. *International Journal of Plasticity*, 23, 620-639.
- Hu, P., Liu, Y. Q. Wang, J. C. 2001 Numerical study of the flange earring of deep-drawing sheets with stronger anisotropy. *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol. 43 , Pag. 279-296
- Huang L., Sun X., Liu Y., Cen Z., 2004. Parameter identification for two-dimensional orthotropic material bodies by the boundary element method. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, 28(2), 109–121.
- Iordache, M., 2007. Contribution à la simulation du processus de déformation plastique à froid des tôles. *Thèse de doctorat, Université de Pitesti et Université de Metz*.
- Kajberg, J., Lindkvist, G., 2004. Characterisation of materials subjected to large strains by inverse modeling based on in-plane displacement fields. *International Journal of Solids and Structures*, 41(13), 3439– 3459.
- Kajberg, J., Sundin, K.G., Melin, L.G., Ståhle, P., 2004. High strain rate tensile and viscoplastic parameter identification using microscopic high-speed photography. *International Journal of Plasticity*, 20, 561–575.
- Kang, B. S., Kobayashi, A. S., Prost, D., 1987. Stable crack growth in aluminium tensile specimen. *Experimental Mechanics*, 234–245.
- Karafillis, A.P., Boyce, M.C., 1993. A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *J. Mech. Phys. Solids*, 41, 1859–1886.
- Khalfallah, A., Bel Hadj Salah, H., Dogui, A., 2002. Anisotropic parameter identification using inhomogeneous tensile test. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 21, 6, 927-942.
- Kobayashi, A., 1993. Handbook on Experimental Mechanics. *Society for Experimental Mechanics*, 2nd rev. édition.
- Kuwabara, T., Ikeda, S., Kuroda, K., 1998. Measurement and analysis of differential work hardening in cold-rolled steel sheet under biaxial tension. *Journal of Materials Processing Technology*, 80–81, 517–523.
- Kuwabara, T., Ikeda, S., 2002. Measurement and analysis of work hardening of sheet steels subjected to plane strain tension. *Tetsu-to-Hagané*, 88, 6, 334-339 (in Japanese)
- Lagoda, T., Macha, E., Bedkowski, W., 1999. A critical plane approach based on energy concepts: application to biaxial random tension-compression high-cycle fatigue regime, *International Journal of Fatigue*, 21, 5, 431-443.
- Latourte, F., 2007. Identification des paramètres d'une loi élastoplastique de Prager et calcul de champ de contrainte dans des matériaux hétérogènes, *Thèse de Doctorat de l'Université de Montpellier*.
- Lecompte, D., Smits, A., Sol, H., Vantomme, J., Van Hemelrijck, D., 2007. Mixed numerical–experimental technique for orthotropic parameter identification using biaxial tensile tests on cruciform specimens, *International Journal of Solids and Structures*, 44, 1643–1656.
- Lee, J.-R., Molimard, J., Vautrin, A. Surrel, Y. 2006 Diffraction grating interferometers for mechanical characterisations of advanced fabric laminates. *Optics & Laser Technology*, 38(1), 51–66.
- Lin, S.B., Ding, J.L., 1995. Experimental study of the plastic yielding of rolled sheet metals with the cruciform plate specimen, *International Journal of Plasticity*, 11, 5, 583-604.

- Liu, Y. L., Fischer, G., 1997. In situ measurement of local strain in a metal matrix composite by the object grating technique. *Scripta Materialia*, 36(10), 1187–1194.
- Luo, P., Chao, Y., Sutton, M., Peters, W., 1993. Accurate measurement of three-dimensional deformations in deformable and rigid bodies using computer vision. *Experimental Mechanics*, 33(2) :123–132.
- Mahnke, R., Stein, E., 1996. Parameter identification for viscoplastic models based on analytical derivatives of a least-squares functional and stability investigations. *International Journal of Plasticity*, 12(4), 451–476.
- Mahnken, R., 2000. A comprehensive study of a multiplicative elastoplasticity model coupled to damage including parameter identification. *Computers and Structures*, 74, 179–200.
- Makinde, A., 1986. Mise au point d'un dispositif original de traction biaxiale. Applications à l'étude expérimentale de l'écroutissage des métaux sous différents chemins de déformation, *Thèse de Doctorat de l'Université de Poitiers*.
- Makinde, A., Ferron, G., 1988. Strain-hardening characteristics of aluminium-1050A, (70-30) brass and austenitic stainless steel under biaxial loading, *Journal of Testing and Evaluation*, **16**, 461-469.
- Makkouk, R., 2009. communication prive
- Maniatty, A., Zabaraz, N., Stelson, K., 1989. Finite element analysis of some inverse elasticity problems. *J. of Eng. Mechanics*, ASCE, 115, 1302-1316.
- Meuwissen, M.H.H., Oomens, C.W.J., Baaijens, F.P.T., Petterson, R., Janssen, J.D., 1998. Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method. *Journal of Materials Processing Technology*, 75, 204–211.
- Miehe, C., Schotte, J., 2004. Anisotropic finite elastoplastic analysis of shells: simulation of earing in deep-drawing of single- and polycrystalline sheets by Taylor-type micro-to-macro transitions *Comput. Methods Appl. Mech. Engrg.*, 193, 25–57
- Moreira, L.P., Ferron, G., Ferran, G., 2000. Experimental and numerical analysis of the cup drawing test for orthotropic metal sheets, *Journal of Materials Processing Technology*, 108, 78-86.
- Moreira, L. P., Ferron, G., 2004. Influence of the plasticity model in sheet metal forming simulations. *J. Mater. Process. Technol.*, 155-156, 1596-1603.
- Müller, W., Pöhlandt, K., 1996. New experiments for determining yield loci of sheet metal, *Journal of Materials Processing Technology*, 60, 1-4, 643-648.
- Nielsen, S. F., Poulsen, H. F., Beckmann, F., Thorning, C., Wert, J. A., 2003. Measurements of plastic displacement gradient components in three dimensions using marker particles and synchrotron Xray absorption microtomography. *Acta Materialia*, 51(8) :2407–2415.
- Nistor, I. 2005. Identification expérimentale et simulation numérique de l'endommagement en dynamique rapide : application aux structures aéronautiques, *Thèse de doctorat de l'Institut National Polytechnique de Toulouse*.
- Ohtake, Y., Rokugawa, S., Masumoto, H., 1999. Geometry determination of cruciform type specimen and biaxial tensile test of C/C composites. *Key Eng. Mater.*

- Pannier, Y., 2006. Identification de paramètres élastoplastiques par des essais statiquement indéterminés. Mise en oeuvre expérimentale et validation de la méthode des champs virtuels. *Thèse de Doctorat, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.*
- Pegada, V., Chun, Y., Santhanam, S., An algorithm for determining the optimal blank shape for the deep drawing of aluminum cups, *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126, 743-750.
- Peters, W.H., Ranson, W.F., Sutton, M.A., 1983. *Optical Engineering*, 22, 738-742.
- Rabahallah, M., Balan, T., Bouvier, S., Bacroix, B., Barlat, F., Chung, K., Teodosiu, C., 2008. Parameter identification of advanced plastic strain rate potentials and impact on plastic anisotropy prediction. *International Journal of Plasticity*, 25, 491-512.
- Rauch, E.F., 1998. Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. *Material Science and Engineering A*, 241, 179-183.
- Samir, A., Simon, A., Scholz, A., Berger, C., 2006. Service-type creep-fatigue experiments with cruciform specimens and modelling of deformation, *International Journal of Fatigue*, 28, 643-651.
- Schnur, D., Zabaraz, N., 1992. An inverse method for determining elastic material properties and a material interface. *Int. J. Numerical Meth. in Eng.*, 33, 2039-2057.
- Scholz, A., Kirchner, H., Hortig, P., Granacher, J., Berger, C., 2000. *Proceedings of materials week, Munich.*
- Serri, J., 2005. Caractérisation expérimentale et modélisation du comportement plastique d'aciers à transformation martensitique. Applications à la mise en forme. *Thèse de doctorat de l'Université Paul Verlaine Metz.*
- Smigielski, P., 2001. Interférométrie de speckle. *Techniques de l'Ingénieur*, R 6 331, 1-10.
- Soppa, E., Doumalin, P., Binkele, P., Wiesendanger, T., Bornert, M., Schmauder, S., 2001. Experimental and numerical characterisation of in-plane deformation in two-phase materials. *Computational Materials Science*, 21(3), 261-275.
- Surrel, Y., 2005. Les techniques optiques de mesure de champ: essai de classification. *Instrumentation mesure et métrologie*, 4(3-4), 11-42.
- Surrel, Y., 2005. La technique de la grille et ses applications. *Instrumentation mesure et métrologie*, 4(3-4), 193-216.
- Synnergren, P., Sjoedahl, M., 1999. A stereoscopic digital speckle photography system for 3-d displacement field measurements, *Optics and Lasers in Engineering*, 31, 425-438.
- Szeliga, D., Matuszyk, P., Kuziak, R., Pietrzyk, M., 2002. Identification of rheological parameters on the basis of various types of plastometric tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126, 150-154.
- Taylor, G.I., 1938. Plastic strain in metals, *J. Inst. Metals*, 62, 307-324.
- Tresca, H., 1864. *Comptes Rendus Acad. Sci.*, 59, 754.
- Touchal-Mguil, S., 1997. Une technique de corrélation directe d'images numériques : application à la détermination des courbes limites de formage et proposition d'un critère de striction. *Thèse de doctorat, Universitatea din Metz*
- Tucker, G.E.G., 1961. Texture and earing in deep drawing of aluminium, *Acta Metallurgica*, 9, 275-286.

- Von Mises, R., 1913. *Göttinger Nachrichten, Math.-Phys. Klasse*, 582.
- Wagoner, R.H., 1981. Comparison of plane strain and tensile work hardening in two sheet steel alloys. *Metallurgical Transactions*, 12A, 877-882.
- Welsh, J.S., Adams, D.F., 2002. An experimental investigation of the biaxial strength of IM6/3501-6 carbon/epoxy cross-ply laminates using cruciform specimens. *Composites: Part A*, 33, 6, 829-839.
- Welsh, J.S., Mayes, J.S., Adams, D.F., Biskner, C., 2006. 2-D biaxial testing and failure predictions of IM7/977-2 carbon/epoxy quasi-isotropic laminates, *Composite Structures*, 75, 60–66.
- Woodthorpe, J., Pearce, R., 1970. The anomalous behaviour of aluminium sheet under balanced biaxial tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 12, 4, 341-347.
- Yang, L. X., Steinchen, W., Schuth, M., Kupfer, G., 1995. Precision measurement and non-destructive testing by means of digital phase shifting speckle pattern and speckle pattern shearing interferometry. *Measurement*, 16(3) :149–160.
- Yoon, J.W. Barlat, F. Dick R.E. and Karabin, M.E., 2006. Prediction of six or eight ears in a drawn cup based on a new anisotropic yield function, *Int. J. Plasticity* ,22,174–193.
- Yoon, J.W., Song, I.S., Yang, D.Y., Chung, K., Barlat, F., 1994. Finite element method for sheet forming based on an anisotropic strain rate potential and the convected coordinate system. *International Journal of Mechanical Sciences*, 37, 733–752.
- Yoshida, F., Urabe, M., Toropov, V.V., 1998. Identification of mechanical properties of component layers in a bimetallic sheet by mixed experimental-numerical approach. *Inverse Problems in Engineering Mechanics*, 243-252.
- Zaky, A. M., Nassr, A. B., El-Sebaie, M. G.,1998. Optimum blank shape of cylindrical cups in deep drawing of anisotropic sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 76, 203-211.
- Zhao, K.M., Lee, J.K., 2004. Inverse estimation of material properties for sheet metals. *Communications in Numerical Methods in Engineering*, 20, 105–118.

ANNEXE A1

CARACTERISTIQUES DES ESSAIS DE TRACTION BIAXIALE UTILISES POUR L'IDENTIFICATION PARAMETRIQUE

Les mesures effectuées à l'issue des essais sur les éprouvettes de traction biaxiale dont les résultats ont été utilisés pour l'identification paramétrique sont récapitulées ci-dessous.

Acier IF Type d'éprouvette	Déformation conventionnelle Δ/l_0	Demi allongement de l'éprouvette (mm)	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD
Ep. TU/TP $r_0 = 6\text{mm}$	0,13	6,5	0,293	0,295
Ep TU/TEB	0,12	6		

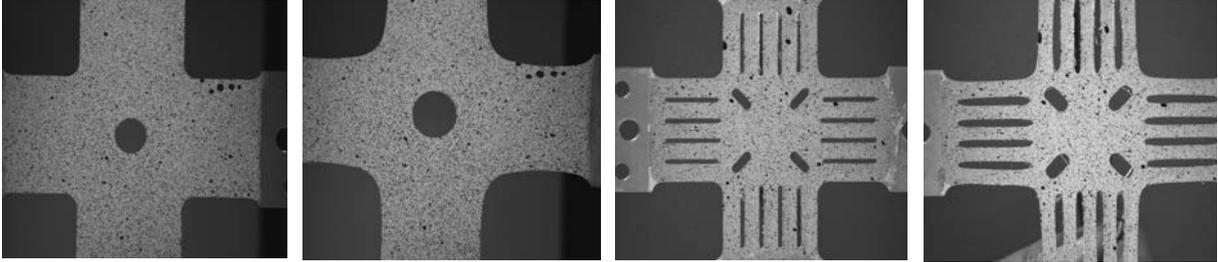
Acier ES Type d'éprouvette	Déformation conventionnelle Δ/l_0	Demi allongement de l'éprouvette (mm)	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD
Ep. TU/TP $r_0 = 4\text{mm}$	0,09	4,5	0,157	0,157
Ep TU/TEB	0,08	4		

Acier inox 304 Type d'éprouvette	Déformation conventionnelle Δ/l_0	Demi allongement de l'éprouvette (mm)	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD
Ep. TU/TP $r_0 = 5\text{ mm}$	0,16	8,0	0,292	0,292
Ep TU/TEB	0,18	9,0		

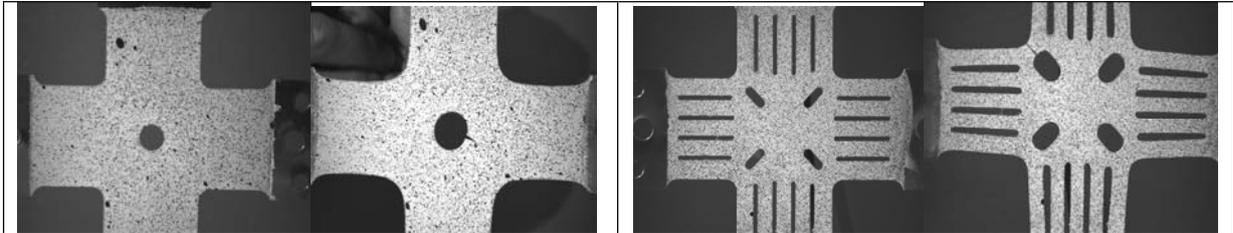
Aluminium 1050A Type d'éprouvette	Déformation conventionnelle Δ/l_0	Demi allongement de l'éprouvette (mm)	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD
Ep. TU/TP $r_0 = 3\text{ mm}$	0,11	5,5	0,18	0,18
Ep TU/TEB	0,088	4,4		

Alliage A 5086 H111 Type d'éprouvette	Déformation conventionnelle Δ/l_0	Demi allongement de l'éprouvette (mm)	Déformation ε_1 du trou central Direction DL	Déformation ε_1 du trou central Direction DD
Ep. TU/TP $r_0 = 4\text{ mm}$	0,066	3,3	0,2	0,2
Ep TU/TEB	0,050	2,5		

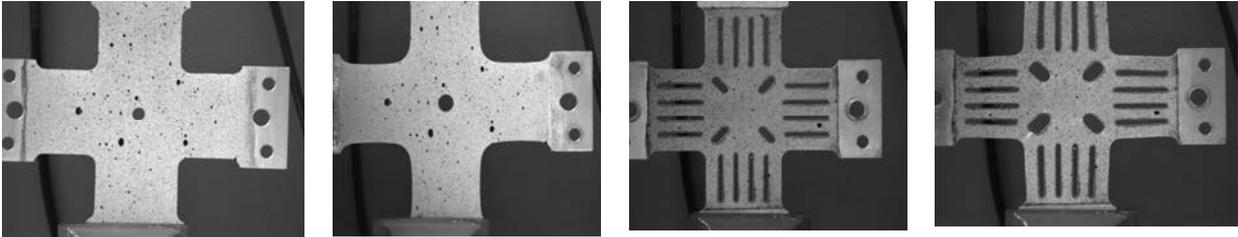
Les photos des éprouvettes après l'essai de traction biaxiale sont présentées dans la figure A1.1. Pour les essais effectués sur les éprouvettes TU/TP d'acier inox 304 et d'alliage A5086 H111, qui ont été conduits jusqu'à rupture de l'éprouvette, celle-ci est observée dans un des brins externes de liaison entre les bras de l'éprouvette.



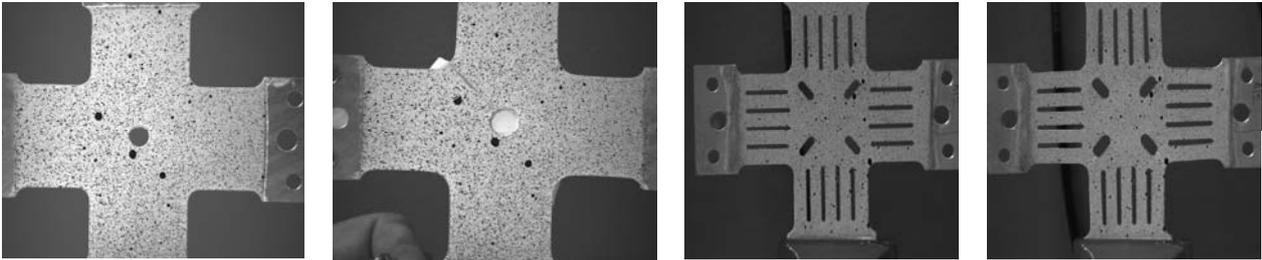
Acier IF.



Acier 304L.



Aluminium 1050A.



Alliage A5086 H111 .

Figure A1.1 Les éprouvettes avant et après les essais de traction biaxiale.

ANNEXE A2

BILAN DES RESULTATS OBTENUS POUR LES DIFFERENTS MATERIAUX

Nous présentons ici le bilan des résultats obtenus pour les différents matériaux, à savoir : les paramètres d'érouissage, en prenant comme référence la traction uniaxiale selon la direction DL, les évolutions angulaires du coefficient de Lankford (anisotropie de déformation) et de la contrainte d'écoulement en traction uniaxiale (anisotropie de contrainte), les paramètres de la surface de charge obtenus par identification paramétrique et enfin les surfaces de charge ainsi identifiées, dans le domaine de la traction biaxiale.

		σ_b / σ_0	σ_{ps0} / σ_0	σ_{ps45} / σ_0
Acier IF		1,079	1.301	1.327
Acier ES		1,088	1.233	1.250
Acier Inox		0,940	1.141	1.101
Aluminium 1050A	NC	0,919	1.030	1.066
	C	0,974	1.062	1.085
Alliage 5086 H111	NC	1,073	1.108	1.109
	C	1,035	1.108	1.109

Tableau A2.1. Valeurs identifiées de σ_b / σ_0 ; σ_{ps0} / σ_0 ; σ_{ps45} / σ_0 ; pour les différents matériaux.

NC : surface non convexe ; C : surface convexe.

Acier IF

Paramètres d'écroutissage	K (MPa)	ε_0	N
Moyenne	510	0,004	0,2366

Tableau A2.2. Acier IF. Valeurs des paramètres d'écroutissage de la loi de Swift.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,1$	2,30	1,74	2,87

Tableau A2.3. Acier IF. Valeurs du coefficient de Lankford.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	2

Tableau A2.4. Acier IF. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

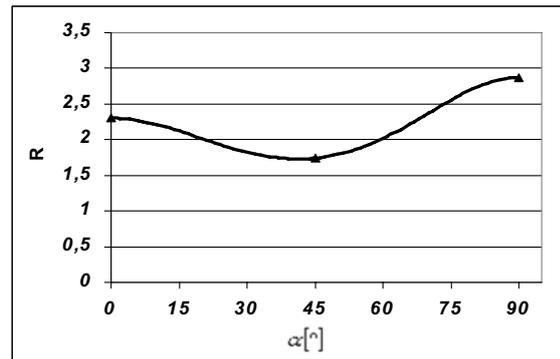


Figure A2.1. Acier IF. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α . ($\varepsilon_1 = 0,10$).

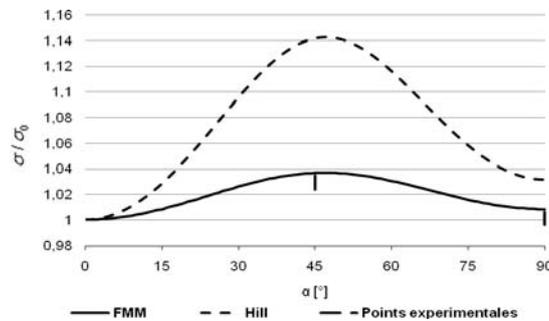
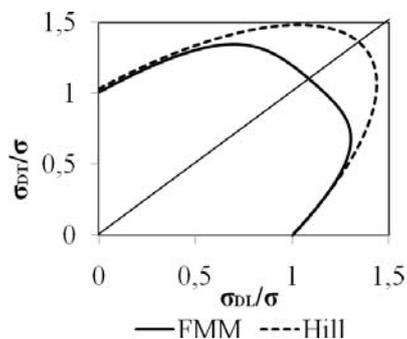


Figure A2.2. Acier IF. Variation de la contrainte de traction uniaxiale en fonction de l'angle α , et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	4,433	5	-1	2	3	2	-0,098	0,730

Tableau A2.5. Acier IF. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification



$$\sigma_b / \sigma_0 = 1,079$$

$$\sigma_{ps0} / \sigma_0 = 1,301$$

Figure A2.3. Acier IF. Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes.

Acier ES

Paramètres d'écroutissage	K (MPa)	ε_0	N
Moyenne,	524	0,007	0,240

Tableau A2.6 Acier ES. Valeurs des paramètres d'écroutissage de la loi de Swift.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	1,70	1,07	1,98

Tableau A2.7. Acier ES. Valeurs du coefficient de Lankford.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	2

Tableau A2.8. Acier ES. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

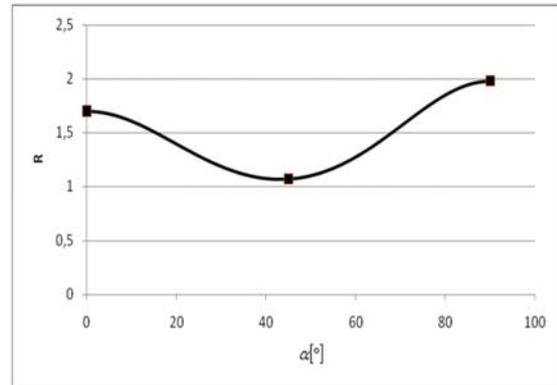


Figure A2.4. Acier ES. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α . ($\varepsilon_1 = 0,10$).

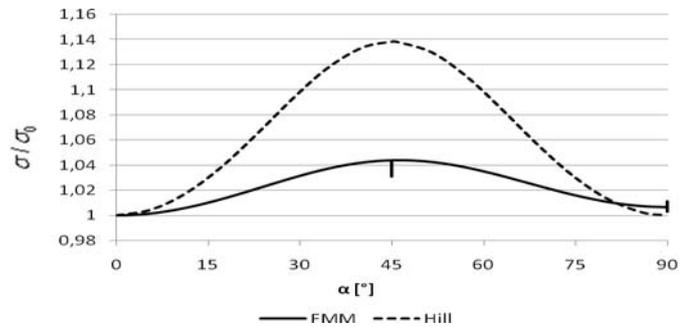
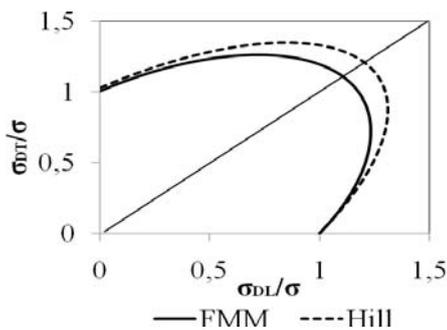


Figure A2.5. Acier ES. Variation de la contrainte de traction uniaxiale en fonction de l'angle α , et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	3,990	-5	-0,7	2	3	2	0,076	1,02

Tableau A2.9. Acier ES. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification.



$$\sigma_b / \sigma_0 = 1,088$$

$$\sigma_{ps0} / \sigma_0 = 1,233$$

Figure A2.6. Acier ES. Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes

Acier inox 304

Paramètres d'écoulement	σ_s (MPa)	α	β
Moyenne, réf. 0°	1800	0,809	-1,644

Tableau A2.10. Acier inox 304. Valeurs des paramètres d'écoulement de la loi de Voce.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,25$	0,93	1,35	0,84

Tableau A2.11 Acier inox 304. Valeurs du coefficient de Lankford.

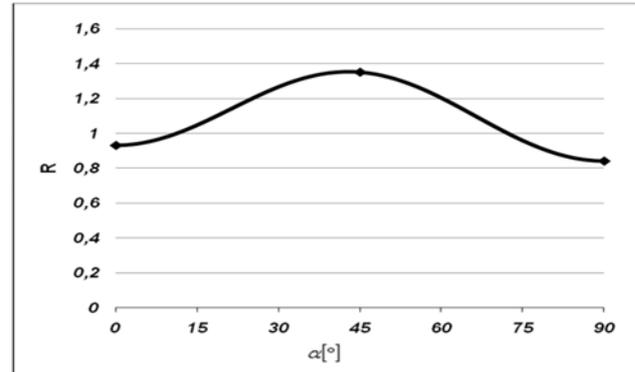


Figure A2.7. Acier inox 304. Variation du coefficient de Lankford en fonction de l'angle α ($\varepsilon_1 = 0,25$).

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	0,6	1	2

Tableau A2.12. Acier inox 304. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

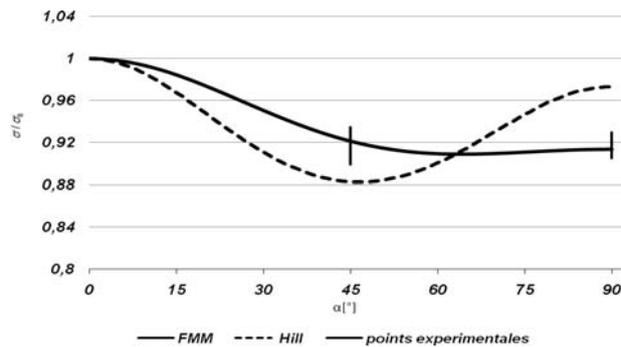
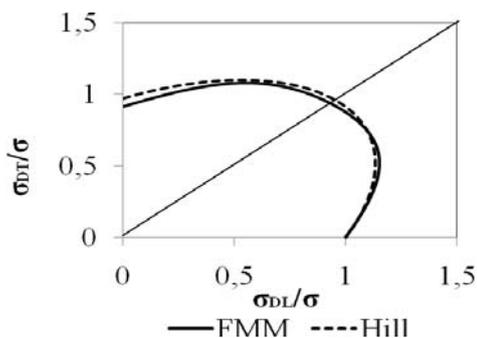


Figure A2.8. Acier inox 304. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	3,7	1	-0,6	0,6	1	2	0,034	-0,088

Tableau A2.13. Acier inox 304. Paramètres de la fonction de charge obtenus par identification



$$\sigma_b / \sigma_0 = 0,940$$

$$\sigma_{ps0} / \sigma_0 = 1,141$$

Figure A2.10. Acier inox 304. Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes

Aluminium 1050 A

Paramètres d'écroutissage	K	N	ε_0
Moyenne, réf.0°	149	0,287	0,0035

Tableau A2.14. Aluminium 1050A. Valeurs des paramètres d'écroutissage de la loi de Swift.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	0,80	0,55	0,89

Tableau A2.15. Aluminium 1050 A. Valeurs du coefficient de Lankford.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	1	2

Tableau A2.16. Aluminium 1050A. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

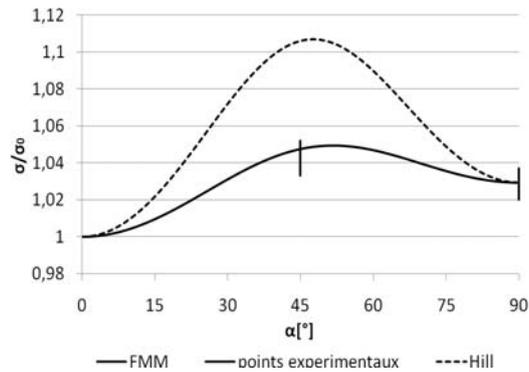
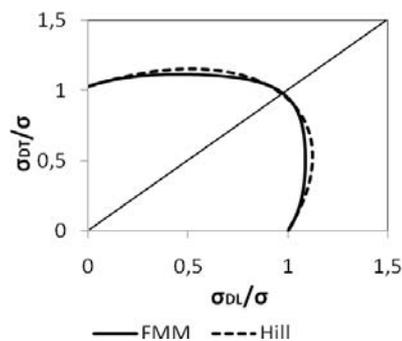


Figure A2.12. Aluminium 1050A. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM.

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
	2.312	7	0.4	2	1	2	-0.047	0.509

Tableau A2.17. Aluminium 1050A Paramètres de la surface de charge obtenus par identification.



$$\sigma_b / \sigma_0 = 0,974$$

$$\sigma_{ps0} / \sigma_0 = 1,062$$

Figure A2.13. Aluminium 1050A. Surface d'écoulement identifiée en contraintes planes (surface convexe)

Alliage A 5086 H111

Paramètres d'érouissage	σ_s (MPa)	α	β
Moyenne, réf.0°	380	0,579	-10,35

Tableau A2.18 Alliage A 5086 H111. Valeurs des paramètres d'érouissage de la loi de Voce.

Coefficients de Lankford	R_0	R_{45}	R_{90}
$\varepsilon_1 = 0,10$	0,70	0,86	0,71

Tableau A2.19. Alliage A 5086 H111. Valeurs du coefficient de Lankford.

Paramètres d'anisotropie	m	n	p
Hill	2	1	1
FMM	2	3	3

Tableau A2.20. Alliage A 5086 H111. Paramètres de la surface de charge utilisés pour décrire les variations expérimentales de $\sigma(\alpha)$.

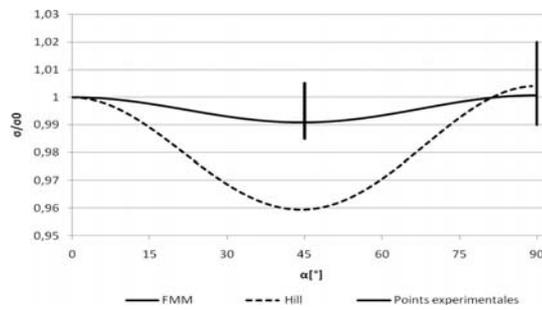
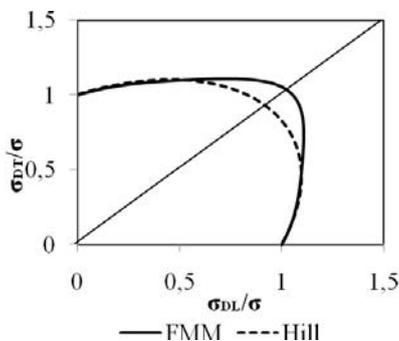


Figure A2.15 Alliage A 5086 H111. Evolution angulaire de la contrainte de traction uniaxiale, et prévisions obtenues avec les critères de Hill et FMM

Paramètres d'anisotropie	A	B	k	m	n	p	a	b
Surface convexe	2,889	6	0,4	2	3	3	-0,005	-0,276

Tableau A2.21. Alliage A 5086 H111. Paramètres de la surface de charge obtenus par identification.



$$\sigma_b / \sigma_0 = 1,035$$

$$\sigma_{ps0} / \sigma_0 = 1,108$$

Figure A2.16. Surface d'écoulement identifiée en contrainte planes.

RESUME

La détermination précise du comportement plastique des tôles métalliques anisotropes est un élément clé d'une simulation numérique fiable des procédés de mise en forme par emboutissage. Dans cette étude, nous avons mis au point une procédure d'identification paramétrique d'un modèle de surface de plasticité anisotrope à 8 paramètres, qui s'appuie sur des essais classiques de traction uniaxiale selon différentes orientations de l'éprouvette, mais aussi sur des essais de traction biaxiale hétérogènes. Ces derniers ont d'abord nécessité la conception de 2 types d'éprouvettes cruciformes qui, sollicitées en traction biaxiale, sont soumises à des champs de déformation couvrant le domaine allant de la traction uniaxiale à la traction équibiaxiale. L'analyse des essais de traction permet tout d'abord de déterminer les paramètres d'écrouissage ainsi que certains des paramètres de la fonction de charge liés à l'anisotropie en déformation et l'anisotropie en contrainte des matériaux. Les autres paramètres de la fonction de charge, qui interviennent dans la définition de la forme de la surface de plasticité dans le domaine de l'expansion, sont ensuite obtenus à l'aide d'une méthode d'identification minimisant l'écart entre les champs de déformation obtenus expérimentalement par une méthode d'analyse d'images, et ceux déterminés par simulation des essais à l'aide d'un code de calcul par éléments finis. La procédure d'identification a été appliquée à deux nuances d'aciers pour emboutissage, un acier inoxydable AISI304, et deux alliages d'aluminium. Les résultats montrent la grande sensibilité de la méthode d'identification proposée. Des essais de validation sont également présentés.

The precise determination of the plastic behaviour of anisotropic sheet metals is a key element for obtaining reliable results in numerical simulations of forming processes. In this study, an identification procedure has been developed using an 8-parameter yield surface model. The procedure is based on the analysis of both classical uniaxial tension tests performed along different directions, and heterogeneous biaxial tensile tests. Two types of cruciform specimens have been designed to this end. Under biaxial stretching, the specimens are submitted to strain fields covering the range from uniaxial tension to equibiaxial tension. First, the analysis of uniaxial tensile tests allows us to determine strain-hardening parameters, and yield function parameters related to strain- and stress-anisotropy. Then, the other yield function parameters defining the shape of the yield surface in the biaxial stretching range are obtained using an identification procedure which minimizes the difference between strain fields obtained experimentally by an image correlation method, and strain fields determined by numerical simulations using a finite element code. The identification procedure has been applied to 2 steels of deep-drawing quality, an AISI304 stainless steel and two aluminium alloys. The results display the high sensitivity of the proposed identification method. Validation tests are also presented.

