



HAL
open science

Intégration de la phase de mise en forme dans le dimensionnement de flasques de sièges automobile

Jean-Marie Gachet

► **To cite this version:**

Jean-Marie Gachet. Intégration de la phase de mise en forme dans le dimensionnement de flasques de sièges automobile. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0024 . pastel-00907736

HAL Id: pastel-00907736

<https://pastel.hal.science/pastel-00907736>

Submitted on 21 Nov 2013

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.

Ecole doctorale n°364 : Sciences fondamentales et appliquées

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité "Mécanique Numérique "

présentée et soutenue publiquement par

Jean-Marie GACHET

le 19 septembre 2013

**Intégration de la phase de mise en forme
dans le dimensionnement de flasques de sièges automobile**

Directeur de thèse : **Pierre-Olivier BOUCHARD**

Jury

Mme. Nathalie BOUDEAU, Professeur, FEMTO, Université de Franche-Comté
M. Philippe DAL SANTO, HDR, LPMI, ENSAM Angers
Mme. Sandrine THUILLIER, Professeur, LIMATB, Université de Bretagne-Sud
M. Tudor BALAN, HDR, LEM3, ENSAM Metz
M. Pierre-Olivier BOUCHARD, HDR, CEMEF, Mines Paristech
M. Dirk MOHR, Professeur, LMS, Ecole Polytechnique
M. Guillaume DELATTRE, Ingénieur, Faurecia Sièges d'Automobile

Présidente
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Invité

A mes parents.

A mon amie.

« Tip-tap, tip-tap : il me réjouit, le bruit de goutte d'eau du chat noir s'arrachant à son sommeil à l'étage et dévalant l'escalier en chêne dans l'espoir que je lui donne à manger. Tip-tap, tip-tap : ce bruit qui à chaque marche s'accélère est une cascade musicale telle qu'il en sort des dix mille doigts aimantés de Chopin »

(Christian Bobin)

« Là, nous venons de le dire, tout est noble, pur, digne, honnête. Là, certes, on peut se tromper, et l'on se trompe ; mais l'erreur y est vénérable tant elle implique d'héroïsme. L'ensemble du travail qui se fait là a un nom, le Progrès. »

(Victor Hugo)

Remerciements

En premier lieu, je souhaite remercier le Centre de mise en forme des matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris et Faurecia Sièges d'Automobile pour avoir construit un projet ambitieux et de m'avoir permis de m'y associer.

Je tiens ensuite à exprimer toute ma reconnaissance à mon directeur de thèse, Pierre-Olivier Bouchard. Je lui témoigne ma gratitude pour son assiduité dans le suivi de mon travail, pour son ouverture d'esprit et pour son soutien. Je remercie également Guillaume Delattre pour s'être investi dans le projet ainsi que François Bay pour m'avoir également suivi. Les qualités humaines et scientifiques de mes encadrants ont contribué à mener ce travail à bien.

Je remercie Philippe Dal Santo et Sandrine Thuillier qui m'ont fait l'honneur de rapporter mon travail de thèse. Je remercie également Nathalie Boudeau d'avoir présidé mon jury de thèse ainsi que Tudor Balan, et Dirk Mohr d'avoir accepté de faire partie du jury en tant qu'examineurs.

Mes remerciements vont ensuite à Eric Brotons et Marc Bouyssou qui, malgré les difficultés, ont réalisé des usinages soignés permettant ainsi d'obtenir des résultats expérimentaux de qualité et porteurs de sens. Je remercie Tomasz Wierzbicki de m'avoir permis de réaliser une campagne d'essais au Impact and Crashworthiness Laboratory du Massachusetts Institute of Technology. Merci à Meng Luo pour l'aide qu'il m'a apportée dans la réalisation de ces derniers essais.

Enfin je souhaite remercier avec beaucoup de chaleur mes parents ainsi qu'une amie que j'estime beaucoup pour leur soutien, sans lequel ce travail n'aurait pas été possible. Cette thèse leur est dédiée.

Table des matières

Table des notations	9
Introduction	15
Chapitre I : Les procédés de découpage fin et modèles de comportement en mise en forme à froid	19
I-1 Introduction.....	19
I-2 Le procédé de semi-découpe.....	20
I-2-a Les procédés de découpage et le procédé de semi-découpe	20
I-2-b Simulation des procédés de découpage fin.....	25
I-2-c État de contrainte et de déformation rencontré.....	30
I-3 Modèles de comportement matériaux.....	34
I-3-a Critères de plasticité et modèles d'érouissage	34
I-3-b Modélisation de l'endommagement et de la rupture ductile	39
I-4 Conclusion	47
Chapitre II : Essais mécaniques de caractérisation et analyse inverse	49
II-1 Introduction	49
II-2 Essais mécaniques pour l'étude du comportement des matériaux.....	50
II-2-a Matériau objet de l'étude.....	50
II-2-b Principe des essais mécaniques	51
II-2-c Essais de compression et essais de traction.....	53
II-2-d Essais de double cisaillement et essais sur éprouvettes à double courbure.....	57
II-2-e Essais sur éprouvettes chapeaux.....	61
II-2-f Synthèse sur les essais mécaniques	63
II-3 Identification des paramètres des modèles de comportement.....	65
II-3-a Méthode d'identification	65
II-3-b Identification des paramètres du critère de Hill.	68
II-3-c Identification des paramètres des modèles d'érouissage.	71
II-3-d Synthèse sur le comportement	79
II-4 Conclusion.....	87

Chapitre III : Endommagement et rupture	89
III-1 Introduction	89
III-2 Déformation à la rupture et état de contrainte	90
III-2-a Essais à forte triaxialité (essais de traction)	90
III-2-b Essais à triaxialité proche de zéro (essais de cisaillement)	92
III-2-c Essais à triaxialité basse (essais sur éprouvettes chapeaux)	96
III-3 Lieux de rupture et fractographie	99
III-3-a Essais à triaxialité forte (essais de traction)	99
III-3-b Essais à triaxialité proche de zéro (essais de cisaillement)	100
III-3-c Essais à triaxialité basse (essais sur éprouvettes chapeaux)	104
III-4 Modèle d'endommagement et critère de rupture	108
III-4-a Identification des paramètres du modèle de Lemaitre	108
III-4-b Critère de rupture de Xue et Wierzbicki	110
III-4 Conclusion	116
Chapitre IV : Essais mécaniques sur éprouvettes prédéformées.....	119
IV-1 Introduction	119
IV-2 Cisaillement d'éprouvettes puis essais de traction	120
IV-2-a Essais avec éprouvettes de double cisaillement	120
IV-2-b Essais avec éprouvettes à double courbure	123
IV-3 Semi-découpe d'éprouvettes puis essais de poinçonnement	127
IV-3-a Semi-découpe et usinage d'éprouvettes	128
IV-3-b Essais de poinçonnement	131
IV-3-c Synthèse sur le poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées	137
IV-4 Extension des critères de rupture aux triaxialités négatives	138
IV-4-a Application du critère de Xue et Wierzbicki simplifié	138
IV-4-b Critère de Xue et Wierzbicki modifié	141
IV-5 Conclusion.....	144
Chapitre V : Modélisation globale de la mise en forme à la tenue en service.....	147
V-1 Introduction.....	147
V-2 Implémentation et validation du critère de rupture	148
V-2-a Le problème mécanique	148
V-2-b Discrétisation spatiale et temporelle	150
V-2-c Méthode de résolution de la loi de comportement	155
V-2-d Implémentation du critère de rupture et validation	158
V-2-e Synthèse sur l'implémentation du critère de rupture.....	160
V-3 Les problématiques liées au chaînage et transport des champs définis aux points d'intégration	161
V-3-a Principe du transport des champs définis aux points d'intégration	161
V-3-b Transport de champs : cas tests	163
V-4 Conclusion	166

Chapitre VI : Applications et validations sur configurations industrielles.....	167
VI-1 Introduction.....	167
VI-2 Essais semi-industriels, observations expérimentales.....	168
VI-2-a Principe des essais semi-industriels.....	168
VI-2-b Influence des paramètres géométriques.....	169
VI-2-c Observation microscopique des modes de rupture.....	174
VI-3 Essais semi-industriels, validation.....	178
VI-3-a Validation par les efforts résultants et par la géométrie.....	178
VI-3-b Analyse du modèle de simulation.....	184
VI-3-c Chaînage Forge [®] - LS-Dyna [®]	188
VI-3-d Synthèse sur la modélisation des essais semi-industriels.....	190
VI-4 Cas industriels complexes.....	191
VI-4-a Mise en forme avec Forge [®]	191
VI-4-b Chaînage Forge [®] - LS-Dyna [®]	193
VI-4-c Synthèse sur la modélisation des cas industriels.....	199
VI-5 Conclusion.....	200
Conclusions et perspectives.....	201
Références bibliographiques.....	207
Annexes.....	213

Table des notations

Les principales notations utilisées dans le manuscrit sont regroupées ci-après. Certaines notations apparaissant ponctuellement ne sont pas reportées.

Les symboles sont classés en respectant l'ordre suivant : ordre alphabétique romain, puis ordre alphabétique grec ; minuscules, puis majuscules ; scalaires, puis vecteurs, puis tenseurs d'ordre supérieur.

a	: paramètre du modèle d'écroutissage linéaire puissance.
\bar{a}	: accélération.
b	: largeur.
b^k	: paramètre matériau du critère de plasticité de Bron et Besson.
b_K	: paramètre matériau du critère de plasticité de Karafillis et Boyce.
b_L	: paramètre matériau du modèle de Lemaitre.
c	: paramètre matériau du critère de plasticité de Karafillis et Boyce.
c_η	: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
$c_{\hat{\alpha}_x}$: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
$c_{\hat{\alpha}_t}$: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
$c_{\hat{\alpha}_\theta}$: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
$c_{\hat{\alpha}_\phi}$: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
C_i^k	: paramètre matériau du critère de plasticité de Bron et Besson.
C_1	: paramètre matériau du critère de rupture de Latham et Cockcroft.
C_2	: paramètre matériau du critère de rupture de Tresca.
C_3	: paramètre matériau du critère de rupture de Mohr Coulomb.
C_4	: paramètre matériau du critère de rupture de Mohr Coulomb.
$\overset{\equiv}{C}^{alg}$: matrice tangente algorithmique.
$\overset{\equiv}{C}^e$: matrice tangente élastique.
d	: largeur en fond d'entaille.
dm	: diamètre intérieur de matrice.
dp	: diamètre extérieur de poinçon.
ds	: diamètre intérieur de serre-flan.
dt	: diamètre extérieur du flan de tôle (modèle simplifié).
dF	: force élémentaire.
dS	: surface élémentaire.

dS_d : surface endommagée élémentaire.
 D : variable d'endommagement.
 D_c : paramètre matériau du modèle de Lemaitre.
 Dm : diamètre extérieur de matrice.
 DS : diamètre extérieur de serre-flan.
 D_{W1} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_{W2} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_{W3} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_{W4} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_{W5} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_{W6} : paramètre matériau du critère de rupture de Bai et Wierzbicki.
 D_1 : paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
 D_2 : paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
 D_3 : paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
 D_4 : paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
 D_5 : paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
 $d\tilde{S}$: surface élémentaire effective.
 \vec{d} : champ de déplacement.
 \vec{d}_{ep} : vecteur déplacement.
 e : épaisseur.
 E : module de Young.
 f : porosité.
 f_c : paramètre matériau du modèle GTN.
 f_{croi} : modèle de croissance du modèle GTN.
 f_e : loi d'évolution des variables internes.
 f_f : paramètre matériau du modèle GTN.
 f_{nucl} : modèle de nucléation du modèle GTN.
 f_u : paramètre matériau du modèle GTN.
 f_N : paramètre matériau du modèle GTN.
 f^* : porosité fictive.
 \vec{f} : force par unité de masse.
 F : paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
 $Fclim$: limite de convergence d'un algorithme d'optimisation.
 F_e : fonction d'écoulement.
 \vec{F} : force.
 G : paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
 G_e : potentiel d'écoulement.
 h : taille de maille.
 ha : hauteur d'arrachement.
 hr : hauteur résultante.

h_L	: paramètre matériau du modèle de Lemaitre.
h_s	: hauteur de semi-découpe.
H	: paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
$\overset{\equiv}{H}$: tenseur des paramètres matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
I_I	: premier invariant du tenseur des contraintes.
$\overset{\equiv}{I}$: tenseur identité d'ordre deux.
$\overset{\equiv}{I}$: tenseur identité d'ordre quatre.
j	: jeu radial (absolut).
$j_{\%}$: jeu radial (pourcentage).
J_{II}	: second invariant du tenseur des contraintes.
J_{III}	: troisième invariant du tenseur des contraintes.
k	: paramètre matériau du modèle de Xue.
k_{ω}	: paramètre matériau du modèle GTN modifié par Nahshon.
K_l	: paramètre matériau du modèle d'écrouissage linéaire puissance.
K_p	: paramètre matériau du modèle d'écrouissage puissance.
L	: paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
$\overset{\equiv}{L}^k$: tenseur des paramètres matériau du critère de plasticité de Bron et Besson.
m	: paramètre matériau du modèle de Xue.
m_b	: paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
m_t	: paramètre du modèle de frottement de Coulomb limité Tresca.
M	: paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
M_{II}	: matrice de masse.
n_l	: paramètre matériau du modèle d'écrouissage linéaire puissance.
n_p	: paramètre matériau du modèle d'écrouissage puissance.
N	: paramètre matériau du critère de plasticité de Hill 1948.
N_l^b	: fonction d'interpolation linéaire.
N_j^b	: fonction d'interpolation bulle.
\vec{n}	: vecteur normal.
$\bar{\vec{n}}$: normale à la surface d'écoulement.
$(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T1}, \vec{e}_{T2})$: repère matériel (coordonnées cartésiennes).
$(O, \vec{e}_I, \vec{e}_{II}, \vec{e}_{III})$: repère principal (coordonnées cartésiennes).
$(O, \vec{e}_{\eta}, \vec{e}_{\xi1}, \vec{e}_{\xi})$: repère de référence (coordonnées cartésiennes).
$(O, \vec{e}_{\rho}, \vec{e}_{\theta}, \vec{e}_z)$: repère principal (coordonnées cylindriques).
p	: pression hydrostatique.
p_{lim}	: paramètre matériau du modèle de Xue.
q	: paramètre matériau du modèle de Xue.
q_1	: paramètre matériau du modèle GTN.
q_2	: paramètre matériau du modèle GTN.
q_3	: paramètre matériau du modèle GTN.

r : coefficient de Lankford.

r_m : rayon de congé d'arête de matrice.

r_p : rayon de congé d'arête de poinçon.

R : rayon d'entaille.

R_c : rayon d'une cavité.

R_{el} : limite élastique inférieure.

R_{es} : résidu.

s_I, s_{II} et s_{III} : composantes du déviateur du tenseur des contraintes dans le repère principal (coordonnées cartésiennes).

S : fonction coût.

S_0 : paramètre du modèle de Lemaitre.

S_N : paramètre matériau du modèle GTN.

\bar{s} : déviateur du tenseur des contraintes.

t : temps.

\vec{v} : vitesse.

Y : taux de restitution d'énergie élastique.

α_b^k : paramètre matériau du critère de plasticité de Bron et Besson.

α_{ij}^{exp} : observable expérimentale.

α_{ij}^{num} : observable calculée.

α_{int} : variable interne.

α_1 : angle entre la direction longitudinale d'une éprouvette et la direction de laminage.

α_2 : angle d'entaille des éprouvettes de double cisaillement.

α_3 : angle de sollicitation des éprouvettes à double courbure.

β : paramètre matériau du modèle de Xue.

γ : paramètre matériau du modèle de Xue.

γ_b : paramètre matériau du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.

Δre : hauteur de repli.

$\Delta \epsilon_{pl}$: déformation relative (déformation plastique équivalente relative).

ϵ_d : paramètre matériau du modèle de Lemaitre.

ϵ_f : déformation à la rupture.

ϵ_{f0} : paramètre matériau du modèle de Xue.

ϵ_{pl} : déformation plastique équivalente.

ϵ_N : paramètre matériau du modèle GTN.

ϵ_0 : paramètre matériau du modèle d'écrouissage puissance.

$\dot{\epsilon}_{pl}$: vitesse de déformation plastique équivalente.

$\bar{\epsilon}$: tenseur des déformations.

$\dot{\bar{\epsilon}}_{in}$: tenseur des vitesses de déformations inélastiques.

$\bar{\epsilon}_{pl}$: tenseur des déformations plastiques.

$\dot{\bar{\epsilon}}_{pl}$: tenseur des vitesses de déformations plastiques.

η	: taux de triaxialité du tenseur des contraintes.
η_{lim}	: paramètre matériau du critère de rupture de Xue et Wierzbicki.
η_m	: taux de triaxialité du tenseur des contraintes moyen .
η_0	: paramètre du modèle de plasticité de Bai et Wierzbicki.
θ_L	: angle de Lode.
θ_{Lm}	: angle de Lode moyen.
λ^e	: coefficient de Lamé.
$\dot{\lambda}$: multiplicateur inélastique.
μ	: paramètre du modèle de frottement de Coulomb limité Tresca.
μ^e	: coefficient de Lamé.
μ_p	: fonction de dépendance à la pression hydrostatique.
μ_η	: fonction de dépendance au taux de triaxialité du tenseur des contraintes.
μ_{θ_L}	: fonction de dépendance à l'angle de Lode.
ρ	: masse volumique.
ρ_c	: coefficient de corrélation.
σ_c	: contrainte équivalente.
σ_{eq}	: contrainte équivalente au sens de von Mises.
σ_n	: contrainte normale.
σ_0	: contrainte d'écoulement.
$\sigma_I; \sigma_{II} \text{ et } \sigma_{III}$: contraintes principales maximales (coordonnées cartésiennes).
$\sigma_\rho; \sigma_\theta \text{ et } \sigma_z$: contraintes principales maximales (coordonnées cylindriques).
$\bar{\sigma}$: tenseur des contraintes.
$\bar{\sigma}_-$: partie du tenseur des contraintes en compression.
$\bar{\sigma}_+$: partie du tenseur des contraintes en traction.
$\bar{\bar{\sigma}}$: tenseur des contraintes effectives.
τ	: contrainte tangentielle.
τ_{max}	: contrainte de cisaillement maximale.
ν	: coefficient de Poisson.
φ	: angle.
ψ^k	: fonction du critère de plasticité de Bron et Besson.
Ω	: domaine matériel.
$\partial\Omega$: frontière d'un domaine matériel.

Introduction

Dans un contexte économique difficile, la compétitivité des entreprises apparaît comme un enjeu majeur pour les sociétés. Un des moyens pour faire face à la concurrence est de proposer des produits répondant aux besoins du marché, aussi bien en termes de fonctionnalités qu'en terme de coût.

Faurecia Sièges d'Automobile conçoit et fabrique des sièges de voiture. Les sièges de voiture sont des systèmes complexes composés d'armatures, de glissières, d'articulations, de mousses, d'habillages textiles... Les sièges participent au confort et à la sécurité des passagers. Ils représentent 5% du coût d'un véhicule et leur masse représente 6% du poids d'un véhicule. La diminution de la masse des sièges est une des solutions conduisant à des gains de compétitivité. La réduction de masse permet d'une part de répondre aux besoins des constructeurs, qui cherchent à commercialiser des véhicules ayant des fonctionnalités innovantes tout en maîtrisant leur masse totale. La réduction de la masse permet d'autre part de diminuer les quantités de matière utilisées durant la fabrication et ainsi, de maîtriser les coûts, face à l'augmentation du prix des matières premières.

Sur le site de Faurecia Sièges d'Automobile à Caligny sont conçus des mécanismes comme les articulations. Les articulations permettent de régler l'angle entre l'assise et le dossier des sièges. Ces mécanismes contribuent au confort des passagers. Ils assurent également un rôle de sécurité. En effet, en cas de choc arrière du véhicule les passagers sont projetés contre le dossier de leur siège. Les articulations, alors soumises à d'importantes actions mécaniques, doivent continuer à assurer la liaison encastrement entre le dossier et l'assise du siège. Les articulations sont constituées d'un ensemble de pièces dont une majeure partie est issue de tôles d'acier mises en forme par déformation plastique. Au cours du cycle de vie d'une articulation, les matériaux de ses composants subissent des transformations irréversibles durant deux phases : durant la phase de mise en forme et, en cas de crash, durant la vie en service.

La réduction de la masse des articulations est possible par le choix d'aciers montrant des caractéristiques mécaniques plus élevées que les aciers utilisés actuellement et par l'optimisation de la géométrie des pièces. Pour optimiser la géométrie des pièces, Faurecia Sièges d'Automobile fait appel, depuis plusieurs années, à des outils d'ingénierie assistée par ordinateur comme la conception assistée par ordinateur et le calcul par éléments finis. Cependant, à l'exception des pièces obtenues par emboutissage, seule la phase de vie en service est prise en considération. Les propriétés des matériaux sont données par des modèles élastoplastiques issus de l'analyse d'essais de traction. Les modifications subies par les matériaux au cours de leur mise en forme ne sont pas prises en compte.

Les phénomènes comme l'anisotropie et l'endommagement ne sont pas considérés. Depuis 2007, Faurecia Sièges d'Automobile et le Centre de mise en forme des matériaux (Cemef) ont entrepris des collaborations pour la caractérisation des matériaux et l'étude de l'influence des procédés de fabrication sur les propriétés en service des pièces obtenues. C'est dans ce cadre que s'inscrit cette thèse.

Le support d'étude fourni par l'entreprise est le cas d'un mécanisme d'articulation discontinue. Ces mécanismes sont composés d'un ensemble de pièces dont les flasques et les grains montrés sur la figure 1.

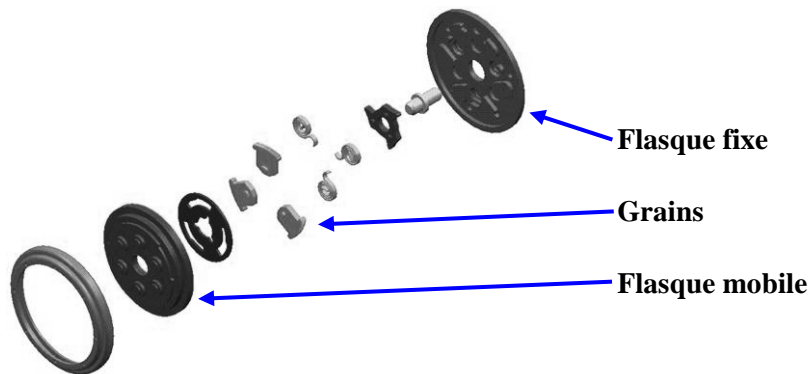


Figure 1 : Mécanisme d'articulation discontinue : ensembles des pièces.

Le flasque fixe est solidaire de l'assise, le flasque mobile est solidaire du dossier. La liaison encastrement entre le flasque fixe et le flasque mobile est assurée par l'intermédiaire de pièces appelées grains. En cas de choc arrière les grains chargent radialement les guides grains du flasque fixe comme le montre la figure 2.

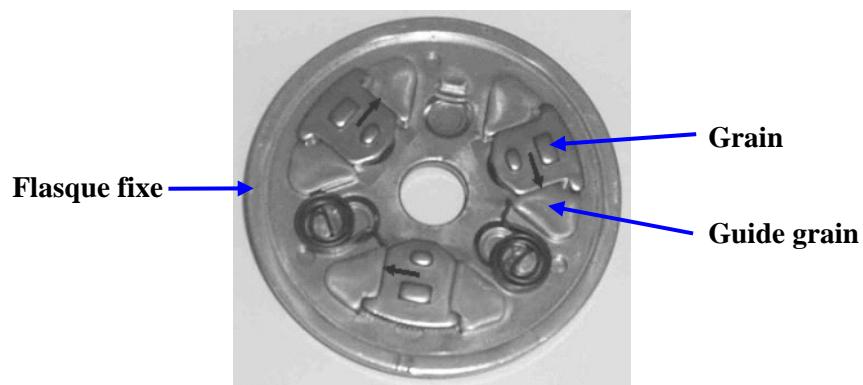


Figure 2 : Mécanisme d'articulation discontinue : sollicitation des guides grains par les grains (flèche noire).

Les flasques fixes sont des pièces en tôle épaisse d'acier fabriquées par un procédé de mise en forme par déformation plastique à froid appelé semi-découpe. Ainsi au cours du cycle de vie des flasques fixes, le matériau qui les compose subit des transformations inélastiques durant deux phases : au cours de la mise en forme et en cas de crash.

L'objectif de la thèse est de mettre en place une méthodologie permettant d'intégrer la phase de mise en forme dans le dimensionnement des flasques de sièges automobile. Pour cela il est nécessaire :

- d'étudier le comportement de l'acier qui compose les flasques ;
- d'étudier l'effet de la mise en forme sur le comportement mécanique du matériau ;
- de modéliser le comportement du matériau en prenant en compte les phénomènes en présence;
- de chaîner les simulations de mise en forme (Forge[®]) et de tenue mécanique (LS-dyna[®]) ;
- de valider les résultats numériques par des expériences de semi-découpe et d'arrachement.

Le manuscrit est constitué de six chapitres. Le premier chapitre se divise en deux parties. Dans une première partie, le procédé et la simulation du procédé de semi-découpe sont présentés à travers une étude bibliographique. Les difficultés spécifiques à la simulation du procédé de semi-découpe sont mises en relief. Des simulations préliminaires de semi-découpe sont présentées dans le but de connaître l'état de contrainte particulier rencontré au cours de ce procédé. Dans une deuxième partie, est présentée la bibliographie relative à la modélisation du comportement des matériaux métalliques déformés à froid et à faible vitesse de sollicitation. Différents modèles de comportement et d'endommagement y sont présentés.

L'étude du comportement des matériaux nécessite la réalisation d'essais mécaniques. Dans le deuxième chapitre sont présentés des essais de compression, de traction et de cisaillement réalisés durant la thèse. Trois types d'essais de cisaillement sont présentés, ils offrent la particularité de permettre l'étude du comportement de tôles dans le plan, mais aussi dans l'épaisseur. Ces essais sont exploités pour identifier les paramètres des modèles de plasticité (critère de plasticité isotrope et anisotrope, modèle d'écrouissage) par analyse inverse.

Dans le troisième chapitre, les phénomènes d'endommagement et de rupture sont étudiés. Les essais présentés précédemment sont analysés par simulation numérique de manière à préciser l'état de contrainte rencontré au lieu de la rupture et de manière à déterminer la déformation plastique au moment de la rupture. Les mécanismes de rupture sont étudiés par des analyses fractographiques. Les essais sont enfin utilisés pour identifier les paramètres d'un modèle d'endommagement et les paramètres d'un critère de rupture.

Le quatrième chapitre est consacré à l'étude de l'effet de prédéformations, réalisées à faible taux de triaxialité des contraintes, sur le comportement du matériau à nouveau sollicité à un taux de triaxialité des contraintes plus élevé. Sont présentés les résultats expérimentaux de trois types d'essais en deux étapes, ainsi que leur analyse par simulation numérique. Il est proposé une modification du critère de rupture permettant de rendre compte des observations expérimentales faites lors des essais sur éprouvettes prédéformées.

Pour pouvoir prendre en compte l'effet de la mise en forme lors des calculs de tenue mécanique, il est choisi de chaîner les calculs de mise en forme et de tenue mécanique en transportant les variables internes, résultats du calcul de mise en forme, sur le maillage d'entrée du calcul de tenue mécanique. Les spécificités des logiciels utilisés pour le calcul de mise en forme (Forge[®]) et pour le calcul de tenue mécanique (LS-Dyna[®]) sont présentées.

La méthode utilisée pour le transport de champs est précisée. Des cas tests sont réalisés pour valider l'implémentation du critère de rupture et la méthode de transport de champs.

La validation de l'ensemble de la méthodologie proposée est l'objet du sixième chapitre. Un essai spécifique d'arrachement d'éprouvettes semi-découpées est présenté. Cet essai reproduit en laboratoire les sollicitations observées sur pièces industrielles. L'influence de différents paramètres est examinée expérimentalement et par le calcul. La comparaison des résultats expérimentaux et des résultats issus de calculs est exposée. Enfin la méthodologie développée est appliquée à des cas de flasques de sièges automobile complets.

Chapitre I :

Les procédés de découpage fin et modèles de comportement en mise en forme à froid

I-1 Introduction

Durant le cycle de vie des flasques d'articulations de sièges automobile, la tôle d'acier qui les compose est l'objet de transformations inélastiques (plasticité, endommagement...). On considère comme état initial la tôle d'acier après redressement entre rouleaux. La première transformation inélastique que subit le matériau a lieu durant la fabrication des flasques par le procédé de semi-découpe. La deuxième transformation inélastique que subit le matériau a lieu en cas de choc du véhicule. Durant ces deux étapes le matériau s'écoule et ses propriétés évoluent.

Dans le but de prévoir par simulation numérique la tenue mécanique des flasques d'articulation, il convient de prendre en compte l'histoire mécanique du matériau. La simulation de la tenue mécanique des flasques doit être précédée de la simulation de leur mise en forme. Il est nécessaire d'utiliser des modèles de comportement qui rendent compte des phénomènes physiques en présence, durant ces deux étapes.

Dans un premier temps, le procédé de semi-découpe est présenté à travers la bibliographie qui s'y rapporte. Il est exposé la différence entre les procédés de découpe classique, de découpage fin et de semi-découpe. L'état de contrainte et de déformation rencontré au cours de la semi-découpe est étudié grâce à la réalisation de simulations préliminaires. Ces simulations préliminaires apportent de premières informations sur la nature des transformations dont le matériau est l'objet durant l'étape de mise en forme. Enfin, il est présenté une revue bibliographique des modèles de comportement pour les métaux déformés à froid et à faible vitesse. Cette revue bibliographique est focalisée sur les modèles de plasticité, les modèles d'endommagement et les critères de rupture.

I-2 Le procédé de semi-découpe

I-2-a Les procédés de découpage et le procédé de semi-découpe

La semi-découpe est un procédé de mise en forme de tôles par déformation plastique à froid. La tôle est forcée par des outils à s'écouler de manière à obtenir des reliefs comme ceux montrés sur la figure I-1. La forte localisation des déformations, en cisaillement dans l'épaisseur de la tôle, éloigne ce procédé de ceux d'emboutissage et d'estampage. Par ailleurs, l'objectif est d'obtenir la forme finale de la pièce tout en minimisant l'endommagement de la matière au cours de la mise en forme. Des dispositifs cherchent à préserver l'intégrité de la matière au cours de l'opération, ce qui éloigne la semi-découpe du poinçonnage et la rapproche du découpage fin.



Figure I-1 : Exemple de pièce obtenue par semi-découpe. a) Vue de dessus. b) Vue de dessous.

Lors du procédé de poinçonnage, la matière est forcée par un poinçon à s'écouler dans une matrice, comme le montre la figure I-2. Les principaux paramètres géométriques du procédé sont :

- le diamètre du poinçon dp ;
- le diamètre de la matrice dm ;
- les rayons de congé des arêtes du poinçon et de la matrice rp et rm respectivement ;
- le jeu radial $j=(dm-dp)/2$ entre le poinçon et la matrice;
- l'épaisseur e de la tôle.

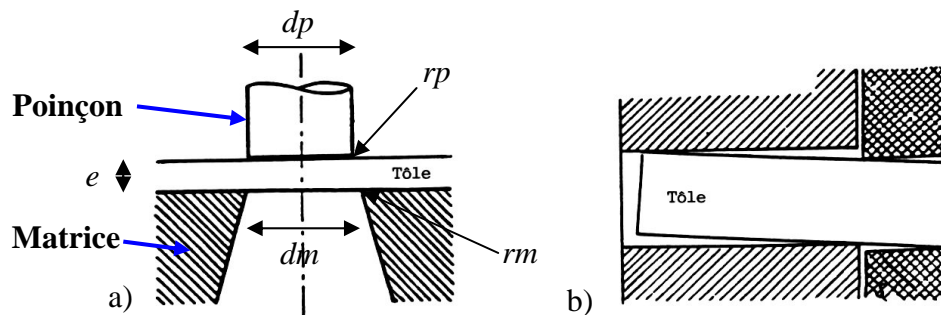


Figure I-2 : Principe du découpage des tôles à la presse (d'après A. Maillard [Mail 1991]). a) Poinçonnage. b) Cisailage.

On définit aussi le jeu radial en pourcentage de l'épaisseur de la tôle $j\%$.

$$j\% = 100 \times \left(\frac{dm - dp}{2 \cdot e} \right) \quad (I-1)$$

En découpage, $j\%$ est compris entre 5% et 10% [Mail 2009].

Au cours de la découpe, la matière est l'objet de transformations inélastiques. D'abord la matière s'écoule plastiquement, apparaissent ensuite des phénomènes d'endommagement conduisant à la rupture complète. A. Maillard [Mail 1991] identifie cinq phases présentées sur la figure I-3 a). Ces phases peuvent aussi être identifiées sur la courbe effort-déplacement du poinçon, comme le montre la figure I-3 b). Les première et deuxième phases correspondent au comportement élastique du matériau avec une montée linéaire de l'effort. Au cours de la troisième phase, le matériau est l'objet de transformations inélastiques (écrouissage et endommagement). La phase quatre correspond à la propagation d'une fissure entre l'arête de la matrice et l'arête du poinçon. Au cours de la phase cinq, la tôle est séparée en deux et les outils frottent contre les bords coupés.

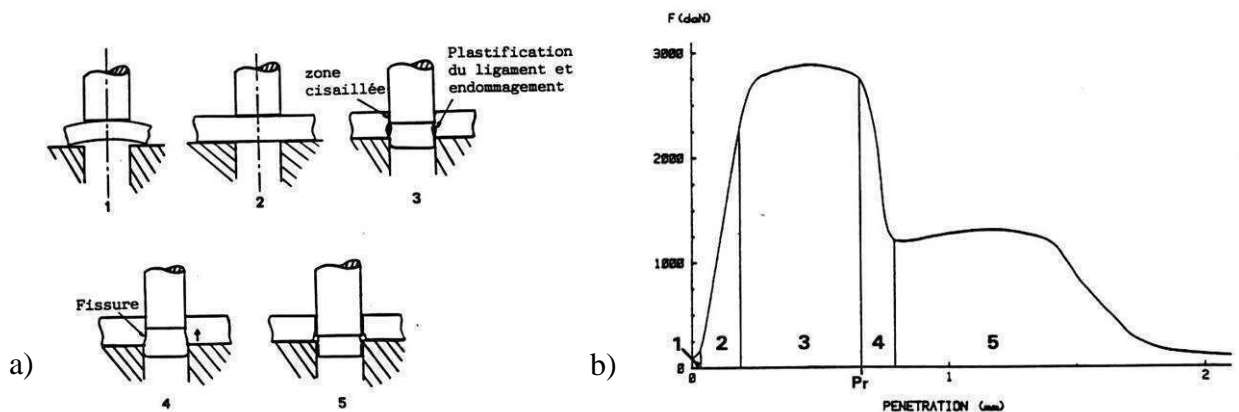


Figure I-3 : a) Phases de l'opération de découpe. b) Courbe effort-déplacement (d'après A. Maillard [Mail 1991]).

La morphologie des bords coupés, montrée figure I-4, témoigne aussi des phénomènes en présence. On distingue d'une part la zone cisailée, qui correspond aux phases où le principal phénomène est la plastification. On distingue d'autre part la zone arrachée, qui correspond à la phase où le principal phénomène est la propagation de fissures. La zone cisailée correspond à environ un tiers de l'épaisseur de la tôle et la zone arrachée correspond environ à deux tiers [Lang 1997]. Les pièces présentent également un bombé (dû à la flexion de la tôle) et une bavure.

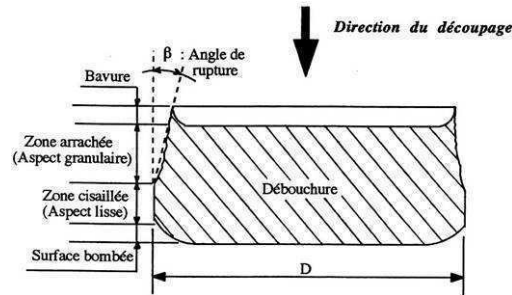


Figure I-4 : Morphologie des bords coupés (d'après R. Hambli [Hamb 1996]).

Le procédé de découpe permet d'obtenir des pièces de manière économique compte tenu de la cadence élevée des presses de découpe et des fortes tolérances associées aux paramètres procédés. Cependant, la précision géométrique sur les pièces obtenues ainsi que la morphologie des bords coupés ne permettent pas, en général, d'utiliser ces derniers comme surfaces fonctionnelles. Si tel doit être le cas, les bords doivent souvent être achevés par des opérations secondaires (usinage), ce qui augmente le coût des pièces. En limitant la zone arrachée, le découpage fin cherche à augmenter la précision géométrique des pièces obtenues.

En découpage fin, des dispositifs techniques ont pour effet d'augmenter la zone calibrée. Les flans des pièces sont lisses et perpendiculaires au plan de la tôle. La zone bombée, la zone arrachée ainsi que la bavure sont limitées voire inexistantes comme le montre la figure I-5.



Figure I-5 : Comparaison des bords obtenus par découpage conventionnel (a) et découpage fin (b) (d'après R. Hambli [Hamb 2001b]).

Le découpage fin fait appel à des presses triple effets équipées d'outillages spéciaux montrés figure I-6. Un serre-flan applique un effort constant et bloque la tôle contre la matrice. Le serre flan peut être équipé ou non d'un jonc annulaire de retenue. Un contre-poinçon applique un effort constant et bloque la tôle contre le poinçon. Le contre-poinçon sert également à l'éjection de la pièce en fin de découpe. Le jeu entre le poinçon et la matrice est réduit. Il est de l'ordre de 0,5% [Lang 1997].

La figure I-6 b) montre la séquence d'opérations réalisée en découpage fin. En position de départ le poinçon et le serre-flan sont en position basse (a). Le serre-flan est refermé (b) et le poinçon vient en position haute. Le poinçon s'oppose au contre-poinçon (c). Après découpage le poinçon et le serre-flan reviennent en position basse (d)(e). Durant cette phase l'effort du contre-poinçon doit devenir nul de sorte que la pièce ne soit pas insérée dans la tôle. Enfin la pièce est éjectée (f).

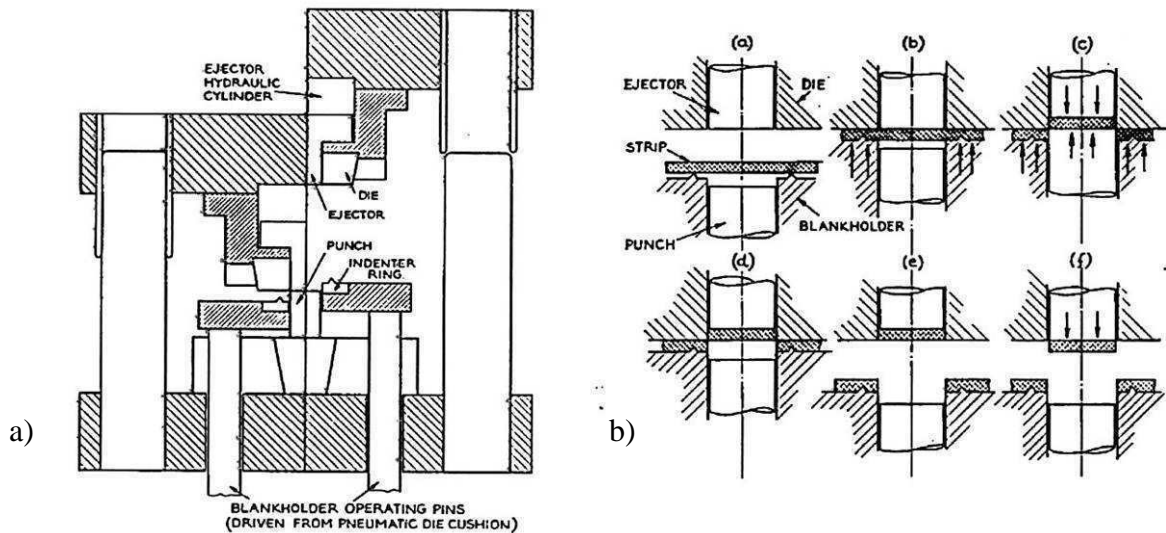


Figure I-6 : a) Presse et outillage de découpage fin. b) Séquence d'opérations en découpage fin (d'après R. Johnston [John 1968]).

Si l'on interrompt la course du poinçon durant la phase de découpe (c), on obtient une pièce en relief. On parle alors de procédé de semi-découpe. Le jeu entre le poinçon et la matrice peut être négatif dans ce cas, puisque l'on ne recherche pas la découpe de la tôle. D'un point de vue technologique, le procédé de semi-découpe est proche de celui de découpage fin. La semi-découpe permet d'obtenir des pièces achevées (procédé « net shape ») de géométrie complexe, comme des flasques à denture intérieure [Chan 2010].

L'utilisation d'outillages complexes permet d'obtenir des pièces de géométrie élaborée comme les flasques de sièges pour automobile. La matière sous forme d'une bande enroulée est d'abord redressée par passage entre des rouleaux. Elle est ensuite mise en forme en plusieurs étapes grâce à un outillage à plusieurs postes. La figure I-7 a) donne un exemple de gamme de fabrication d'un flasque de siège automobile. La figure I-7 b) montre l'outillage associé.

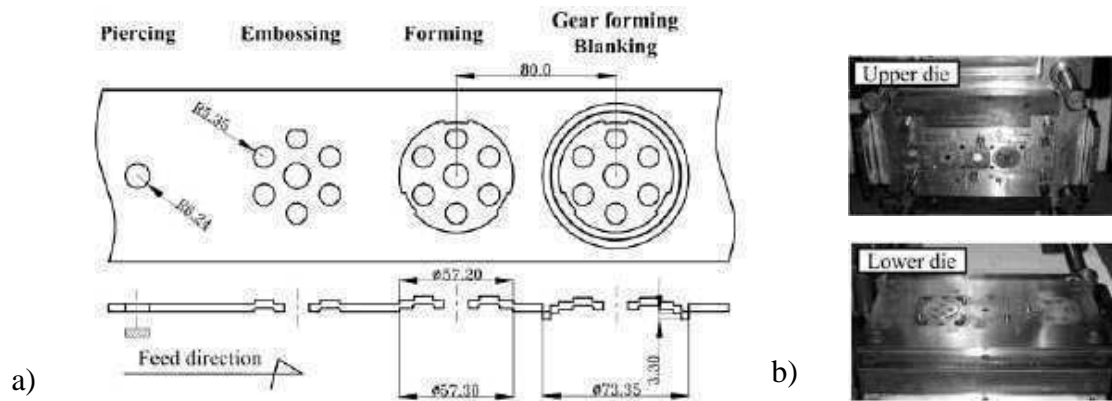


Figure I-7 : a) Gamme de fabrication d'un flasque de siège automobile. b) Outillage associé (d'après M.J. Chang et al. [Chan 2010]).

En pratique les opérations de mise en forme peuvent combiner plusieurs techniques : découpage ; découpage fin ; semi-découpe ; emboutissage ; matricage... Par exemple P.F. Zheng [Zhen 2005] expose un procédé combinant découpage fin et filage, illustré figure I-8.

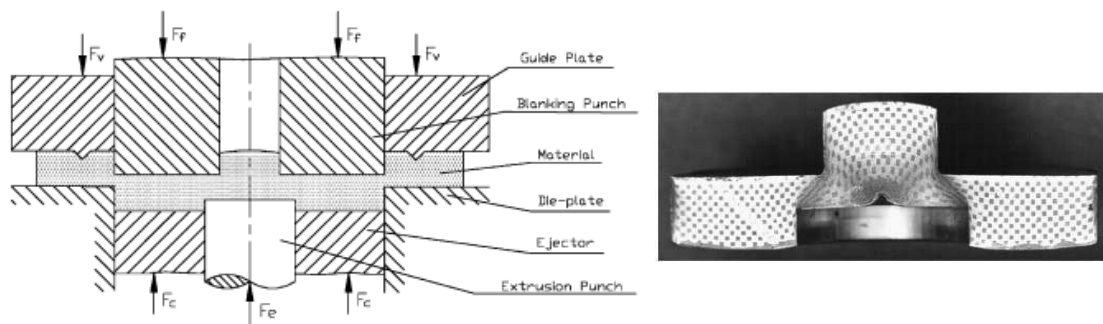


Figure I-8 : Procédé combinant découpage fin et filage (d'après P.F. Zheng [Zhen 2005]).

Bien que l'utilisation d'un jeu négatif particularise la semi-découpe, ce procédé est proche du découpage fin. Le découpage fin s'éloigne du découpage à la presse. Le faible jeu entre les poinçon et matrice rencontré en découpage fin et semi-découpe conduit à une très forte localisation des déformations. T.C. Lee [Lee 1995] compare les duretés obtenues, après découpage fin et découpage conventionnel, de tôles d'acier et d'aluminium. Il montre que les déformations sont plus localisées et plus importantes en découpage fin. Le gain de dureté mesuré près de la surface par rapport au matériau vierge est de 1,3 en découpage conventionnel contre 1,7 en découpage fin. Cette forte localisation des déformations rend la simulation du procédé particulièrement délicate comme il est présenté dans la section suivante.

I-2-b Simulation des procédés de découpage fin

La simulation des procédés de découpage fin se montre plus délicate que celle des procédés de découpe conventionnelle. L'utilisation de maillage lagrangien sans procédure de remaillage, conduit systématiquement à des distorsions importantes des éléments et à la divergence des calculs [Lee 1997]. Si Z.H. Chen [Chen 1999] et R. Hambli [Hamb 2001b] utilisent une approche lagrangienne sans remaillage, la majorité des auteurs utilisent des procédures de remaillage. Par exemple dans [Lee 1997], le découpage fin est simulé avec un code de calcul utilisant des éléments axisymétriques à quatre nœuds avec une approche lagrangienne réactualisée. La formulation est en déplacement. Une procédure de remaillage permet d'éviter la distorsion du maillage comme le montre la figure I-9. Par ailleurs, les déformations étant localisées dans une zone petite par rapport à la taille des pièces, il est nécessaire d'utiliser des tailles de mailles localement faibles.

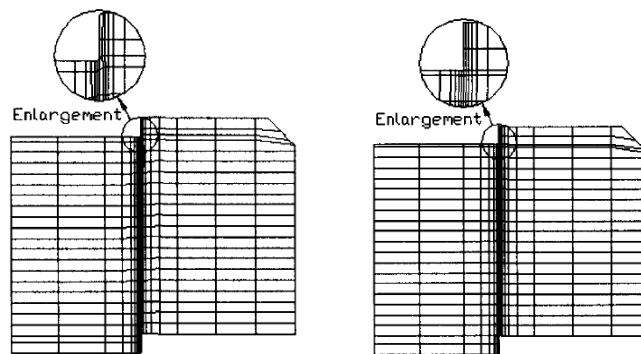


Figure I-9 : Maillage avant et après remaillage (d'après T.C. Lee [Lee 1997]).

La publication de résultats issus de calculs en trois dimensions est récente. M.J. Chang [Chan 2010] et T.W. Ku [Ku 2010] utilisent le logiciel Deform 3D[®] pour simuler la mise en forme de pièces par semi-découpe.

La majorité des auteurs utilisent des lois de comportement rigide plastique ou élastoplastique. Cependant, Z.H. Chen utilise une loi élastoplastique thermodépendante [Chen 2004] pour l'étude de la formation de déchirures sur les bords coupés. R. Hambli utilise une loi élastoplastique endommageable [Hamb2001b].

En découpage fin la taille des pièces est grande (bandes de tôle) en comparaison avec la forte localisation des déformations. Il n'est pas envisageable de modéliser toute la tôle. Le choix des conditions aux limites n'est pas immédiat. Dans [Lee 1997], des conditions aux limites simplifiées, montrées figure I-10, sont utilisées. Ces conditions aux limites sont justifiées par les deux hypothèses suivantes :

- la phase d'indentation du jonc a eu lieu antérieurement à la simulation du découpage fin ;
- suffisamment loin de la zone semi-découpée les déformations sont négligeables ainsi le modèle peut être limité à une étroite bande autour de la zone découpée.

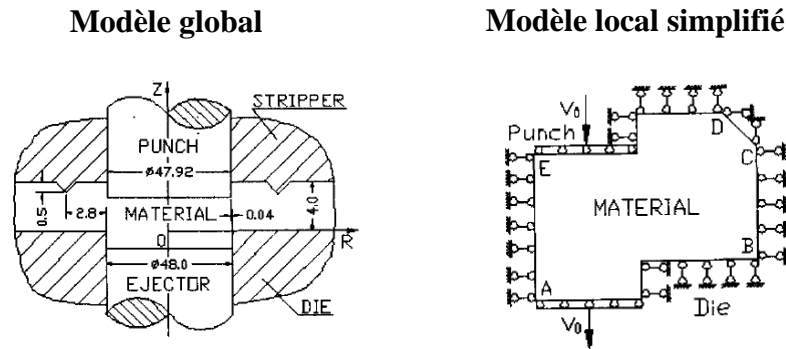


Figure I-10 : Conditions aux limites (d'après T.C. Lee [Lee 1997]).

Dans [Thip 2009] des conditions aux limites plus complètes sont utilisées comme le montre la figure I-11. La phase d'indentation est simulée. Toute la tôle est modélisée (disque de 5mm de hauteur et de 80mm de diamètre).

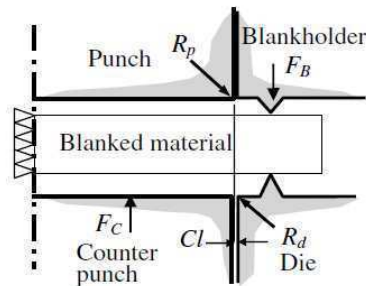


Figure I-11 : Conditions aux limites (d'après S. Thipprakmas [Thip 2009]).

Pour l'ensemble des simulations de semi-découpe présentées dans ce manuscrit, le logiciel de calcul par éléments finis Forge[®] est utilisé. Ce logiciel, initialement dédié à la mise en forme, permet de simuler des procédés de mise en forme de matériau massif, comme le forgeage ou le laminage, ainsi que des procédés de mise en forme de matériau mince, comme l'emboutissage ou l'hydroformage. Le logiciel peut également être utilisé pour la simulation d'autres problèmes de mécanique, comme celui de la tenue mécanique d'assemblages rivetés [Fayo 2008].

Les principales caractéristiques de Forge[®] sont :

- la simulation de problèmes en deux dimensions (Forge2[®]) et trois dimensions (Forge3[®]) ;
- une formulation mixte vitesse-pression ;
- l'utilisation d'éléments P1⁺/P1 (triangles linéaires (Forge2[®]) et tétraèdres linéaires (Forge3[®]) avec terme bulle) ;
- une approche lagrangienne réactualisée avec remaillage automatique pour éviter la dégénérescence du maillage ;
- une gestion du contact par pénalisation ;
- des lois de comportement élasto-visco-plastique couplées à la thermique ;
- des modèles d'endommagement et critères de rupture ;
- la modélisation de la rupture par la méthode du « kill element ».

Les spécificités de la formulation en vitesse-pression du logiciel Forge[®] sont présentées au chapitre V.

La simulation de semi-découpe décrite ici correspond à l'essai exposé au chapitre IV-3-a. Le problème est axisymétrique. Cependant il a été choisi de travailler en trois dimensions pour permettre une utilisation directe des maillages pour la simulation des essais d'arrachement présentés au chapitre VI-2-a. Un plan de symétrie passe par l'axe de révolution des outils. La tôle est modélisée comme un corps déformable avec un modèle de comportement élastoplastique détaillé au chapitre II-3. Les outils sont modélisés comme des corps rigides. On considère que, compte tenu du caractère local de la semi-découpe, seule une partie de la tôle peut être modélisée. Ainsi la tôle est modélisée par un disque d'épaisseur $e=3,5mm$ et de diamètre extérieur $dt=30mm$. Les caractéristiques du problème sont décrites ci-après. Le poinçon a un diamètre $dp=10mm$ et une vitesse $v=0,1mm\cdot s^{-1}$. La matrice a un diamètre intérieur nominal $dm=9,9mm$ et un diamètre extérieur $Dm=20mm$. Le jeu entre le poinçon et la matrice est donc de $j=-0,05mm$ ou $j\%=-1,5\%$. Le rayon des arêtes des outils est égal à $rm=rp=0,15mm$. Enfin, un serre-flan de diamètre intérieur $ds=10,1mm$ et de diamètre extérieur $Ds=20mm$ impose un effort $\|\vec{F}\|=5kN$. Il n'y a pas d'éjecteur. La figure I-12 illustre les caractéristiques du modèle de simulation. Les paramètres sont synthétisés dans le tableau I-1.

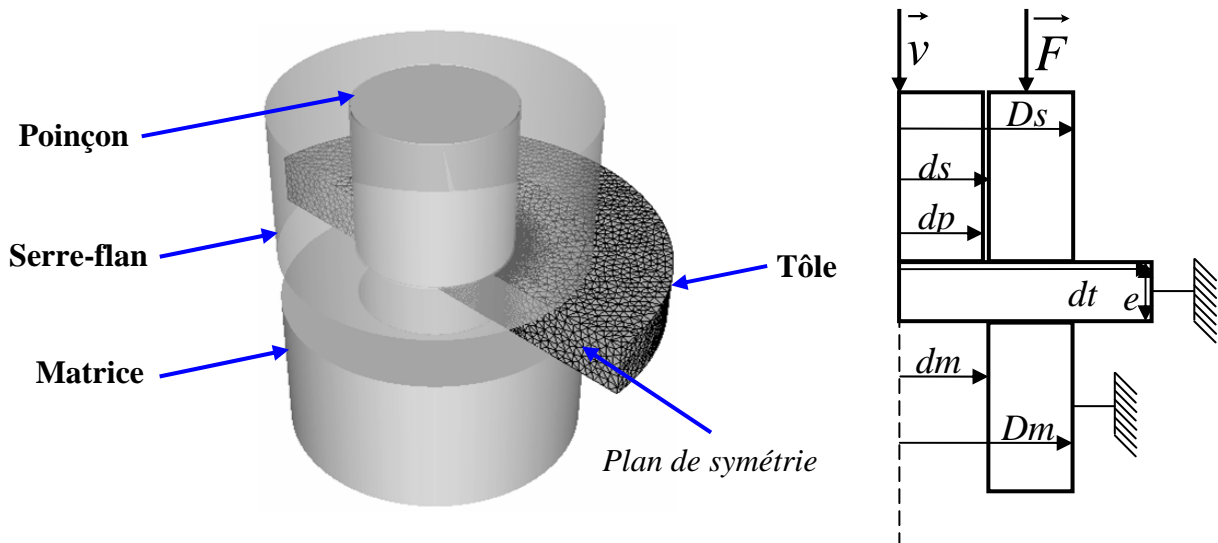


Figure I-12 : Conditions aux limites du modèle de semi-découpe.

Paramètres	Symboles	Valeurs
Epaisseur de la tôle	e	3,5mm
Diamètre de la tôle	dt	30mm
Diamètre du poinçon	dp	10mm
Rayon d'arête du poinçon	rp	0,15mm
Vitesse du poinçon	V	0,1mm/s
Diamètre intérieur de la matrice	dm	9,9mm
Diamètre extérieur de la matrice	Dm	20mm
Rayon d'arête de la matrice	rm	0,15mm
Diamètre intérieur du serre-flan	ds	10,1mm
Diamètre extérieur du serre-flan	Ds	20mm
Effort de serre-flan (360°)	$\ \vec{F}\ $	10kN
Jeu poinçon matrice	j	-0,05mm

Tableau I-1 : Synthèse des paramètres du modèle de simulation.

La taille de maille doit être choisie suffisamment petite de sorte que la géométrie, ainsi que les champs physiques, soient approximés avec suffisamment de précision. Cependant le nombre d'éléments doit être contenu pour limiter les temps de calcul.

Pour choisir la taille de maille, la semi-découpe est simulée avec différents maillages ayant des tailles de maille $h=\{0,025 ; 0,05 ; 0,1 ; 0,2\}mm$. Pour cette étude, seul un secteur de $22,5^\circ$ est utilisé pour modéliser la tôle. Pour chaque maillage, l'évolution de la déformation plastique équivalente suivant un axe passant par le centre de la zone semi-découpée (axe \vec{x} sur la figure I-15) est tracée sur la figure I-13. Le tableau I-2 donne pour les différents maillages le nombre d'éléments et la déformation plastique équivalente maximale. Plus la taille de maille est petite, plus la variation de déformation plastique équivalente maximale est faible, la solution converge.

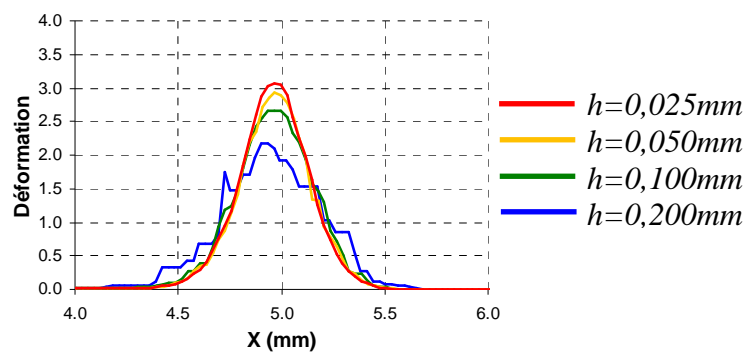


Figure I-13 : Evolution de la déformation plastique équivalente suivant l'axe montré sur la figure I-15.

Taille de maille (mm)	Nombre d'éléments	Déf. plast. équiv. maximale
0,2	4800	2,2
0,1	10300	2,7
0,05	29300	2,9
0,025	236300	3,1

Tableau I-2 : Influence de la taille de maille sur le nombre d'éléments et la déformation plastique équivalente maximale.

L'utilisation d'une taille de maille de $0,1mm$ est retenue. Diminuer la taille de maille par deux, multiplie par plus de deux le nombre d'éléments et entraîne une différence inférieure à 10% sur la déformation plastique équivalente maximale. La taille de maille est cependant diminuée à $0,05mm$ autour des rayons de congé des arêtes des outils pour permettre la discrétisation de la géométrie autour de ces derniers. Les maillages avant et après mise en forme sont montrés figure I-14 et I-15.

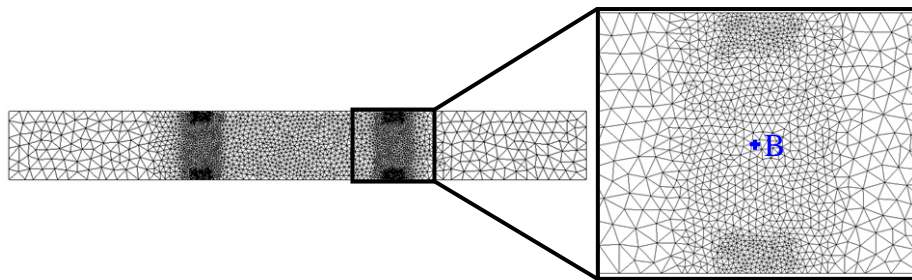


Figure I-14: Maillage initial de la tôle.

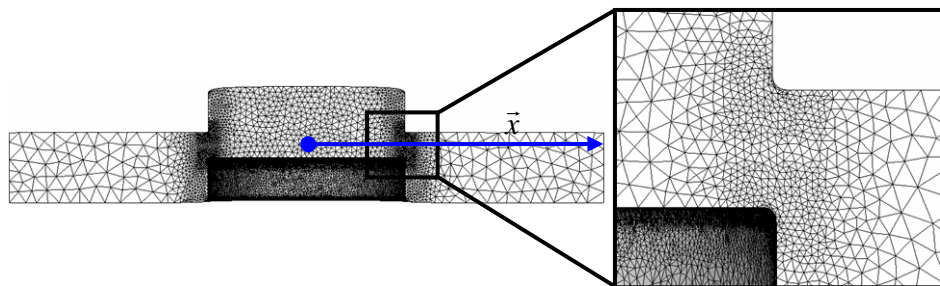


Figure I-15 : Maillage de la tôle après $2,3mm$ de déplacement.

I-2-c État de contrainte et de déformation rencontré

En toute généralité, on peut exprimer le tenseur des contraintes $\bar{\sigma}$ dans un repère cartésien appelé repère principal tel que celui-ci soit diagonal. On note σ_I ; σ_{II} et σ_{III} les contraintes principales exprimées dans le repère principal $(O, \vec{e}_I, \vec{e}_{II}, \vec{e}_{III})$.

On peut aussi exprimer le tenseur des contraintes dans un repère cylindrique $(O, \vec{e}_\rho, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z)$ dont l'axe des cotes soit tel que les angles (\vec{e}_I, \vec{e}_z) , $(\vec{e}_{II}, \vec{e}_z)$ et $(\vec{e}_{III}, \vec{e}_z)$ soient égaux. La figure I-16 montre le repère principal vu en projection suivant l'axe des cotes (O, \vec{e}_z) .

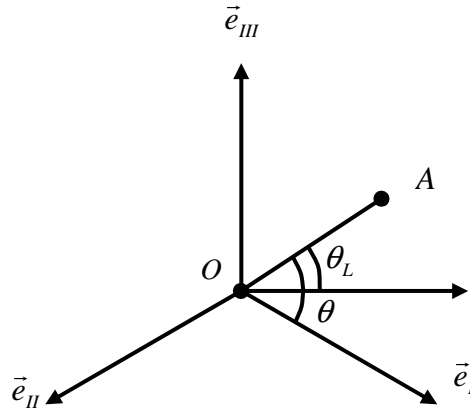


Figure I-16 : Etat de contrainte A et repère principal $(O, \vec{e}_I, \vec{e}_{II}, \vec{e}_{III})$.

L'état de contrainte est alors exprimé par : la cote σ_z , le rayon polaire σ_ρ et l'angle θ donnés respectivement par les équations I-2 ; I-3 et I-4.

$$\sigma_z = -\sqrt{3}p \quad (I-2)$$

$$\sigma_\rho = \sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_{eq} \quad (I-3)$$

$$\theta = \theta_L + \frac{\pi}{6} \quad (I-4)$$

où p est la pression hydrostatique ; σ_{eq} est la contrainte équivalente au sens de von Mises et θ_L est l'angle de Lode. p , σ_{eq} et θ_L sont donnés par les équations I-5 ; I-6 et I-7 respectivement.

$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III}) \quad (I-5)$$

$$\sigma_{eq} = \left(\frac{1}{2} \left((\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_I - \sigma_{III})^2 \right) \right)^{\frac{1}{2}} \quad (I-6)$$

$$\theta_L = \arctan\left(\frac{\sqrt{3}}{3} \frac{2\sigma_{II} - \sigma_I - \sigma_{III}}{\sigma_I - \sigma_{III}} \right) \quad (I-7)$$

On peut aussi exprimer l'état de contrainte en fonction des invariants I_I ; J_{II} et J_{III} . Les invariants sont rappelés par les équations I-8 ; I-9 et I-10

$$I_I = tr(\bar{\bar{\sigma}}) \quad (I-8)$$

$$J_{II} = \frac{1}{2} \bar{\bar{s}} : \bar{\bar{s}} \quad (I-9)$$

$$J_{III} = det(\bar{\bar{s}}) \quad (I-10)$$

où $\bar{\bar{s}}$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes donnée par l'équation I-11.

$$\bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{s}} + p\bar{\bar{I}} \quad (I-11)$$

La pression p , la contrainte équivalente σ_{eq} et l'angle de Lode θ_L sont exprimés avec les invariants par les équations I-12 ; I-13 et I-14.

$$p = -\frac{1}{3} I_I \quad (I-12)$$

$$\sigma_{eq} = (3J_{II})^{\frac{1}{2}} \quad (I-13)$$

$$\theta_L = \frac{1}{3} \arcsin\left(\frac{27}{2} \frac{J_{III}}{\sigma_{eq}^3}\right) \quad (I-14)$$

Enfin on définit le taux de triaxialité des contraintes η par l'équation I-15. Dans la suite du manuscrit, on qualifiera de « triaxialité » le taux de triaxialité des contraintes.

$$\eta = -\frac{p}{\sigma_{eq}} \quad (I-15)$$

Lorsque le matériau s'écoule, l'état de contrainte est complètement déterminé par les trois grandeurs que sont : la déformation plastique équivalente ε_{pl} , la triaxialité η et l'angle de Lode θ_L .

La contrainte équivalente est fonction de la déformation plastique équivalente (voir section I-3-a) et la triaxialité est fonction de la pression. Comme nous le verrons par la suite, la triaxialité des contraintes, ainsi que l'angle de Lode sont des paramètres importants lorsque l'on souhaite étudier l'endommagement ductile au cours des procédés.

L'une des principales différences entre le découpage classique, le découpage fin et la semi-découpe réside dans le jeu entre le poinçon et la matrice. Le procédé a donc été simulé avec des jeux $j_{\%} = \{-3 ; -1,5 ; 0 ; 1,5\}\%$ ou $j = \{-0,1 ; -0,05 ; 0 ; 0,05\}mm$. L'état de contrainte est examiné pour évaluer en quoi la semi-découpe se distingue des autres procédés.

La figure I-17 a) montre l'évolution de la déformation plastique équivalente au centre de la zone semi-découpée (point B sur la figure I-14) pour les différents jeux. La déformation plastique équivalente augmente de manière monotone avec la course du poinçon. Le jeu n'a pas d'influence quantifiable sur l'évolution de la déformation plastique équivalente. La figure I-18 a) montre le champ de déformation plastique équivalente pour les différents jeux pour une course de poinçon égale à 2,3mm. Les niveaux de déformation plastique équivalente atteints sont très élevés avec des valeurs supérieures à 2 au centre de la zone semi-découpée. On observe des concentrations de déformation plastique équivalente supérieures à 4 au niveau des arêtes des poinçon et matrice.

La figure I-17 b) montre l'évolution de l'angle de Lode en fonction de la déformation plastique équivalente. La figure I-18 b) montre le champ d'angle de Lode. L'angle de Lode est égal à zéro dans les zones semi-découpées.

Enfin la figure I-17 c) montre l'évolution de la triaxialité en fonction de la déformation plastique équivalente. Deux cas peuvent être distingués. D'une part, les jeux $j_{\%}=1,5\%$ et $j_{\%}=0\%$ où la triaxialité, d'abord négative, croît de manière monotone et atteint des valeurs supérieures à zéro. D'autre part, les jeux négatifs $j_{\%}=-1,5\%$ et $j_{\%}=-3\%$ où la triaxialité négative décroît de manière monotone. Plus le jeu est petit, plus la triaxialité est basse. La figure I-18 c) montre le champ de triaxialité. Pour un déplacement égal à 2,3mm, entre l'arête du poinçon et celle de la matrice, la triaxialité est inférieure à zéro pour les cas $j_{\%}=\{-3 ; -1,5 ; 0\}\%$. Dans tous les cas la triaxialité est positive en sortie de matrice.

Cette étude de l'état de contrainte a d'importantes implications dans le choix des modèles d'endommagement et le choix d'essais mécaniques à réaliser pour caractériser la matière.

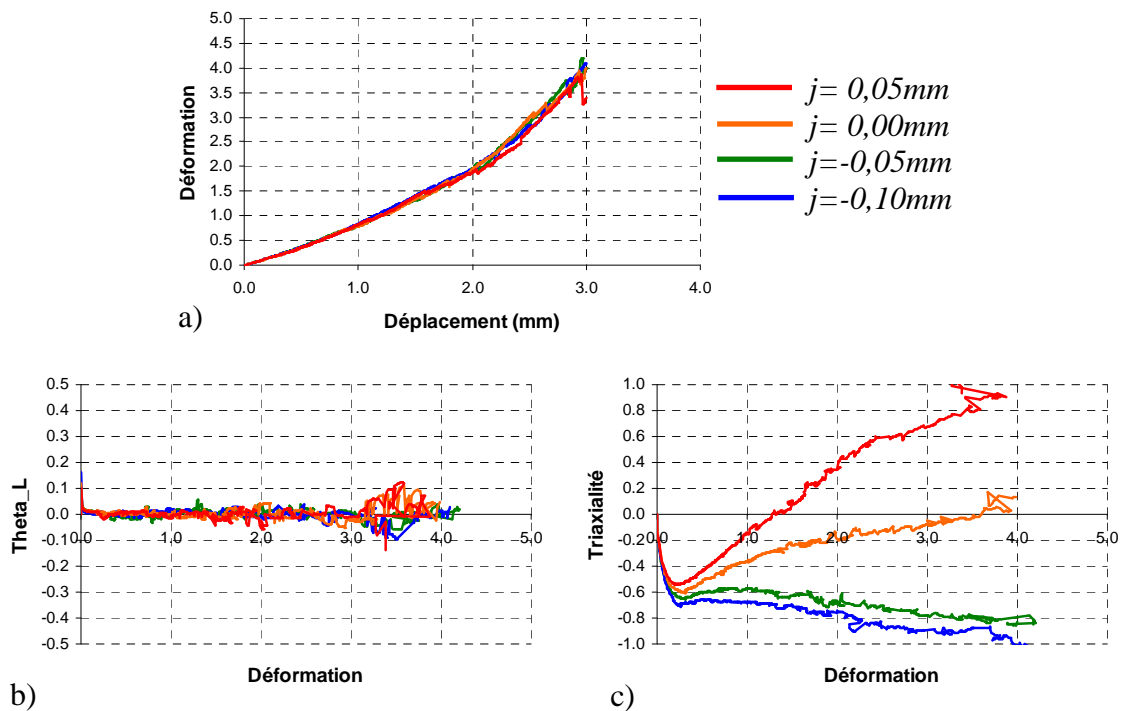


Figure I-17: Evolution au centre de la toile (point B sur la figure I-14) des déformation (a), angle de Lode (b) et triaxialité (c) pour les jeux $j_{\%}=\{-3 ; -1,5 ; 0 ; 1,5\}\%$ ou $j=\{-0,1 ; -0,05 ; 0 ; 0,05\}\text{mm}$. (On peut remarquer sur les courbes de brusques variations liées aux approximations de l'algorithme de transport de champs après remaillage.) (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

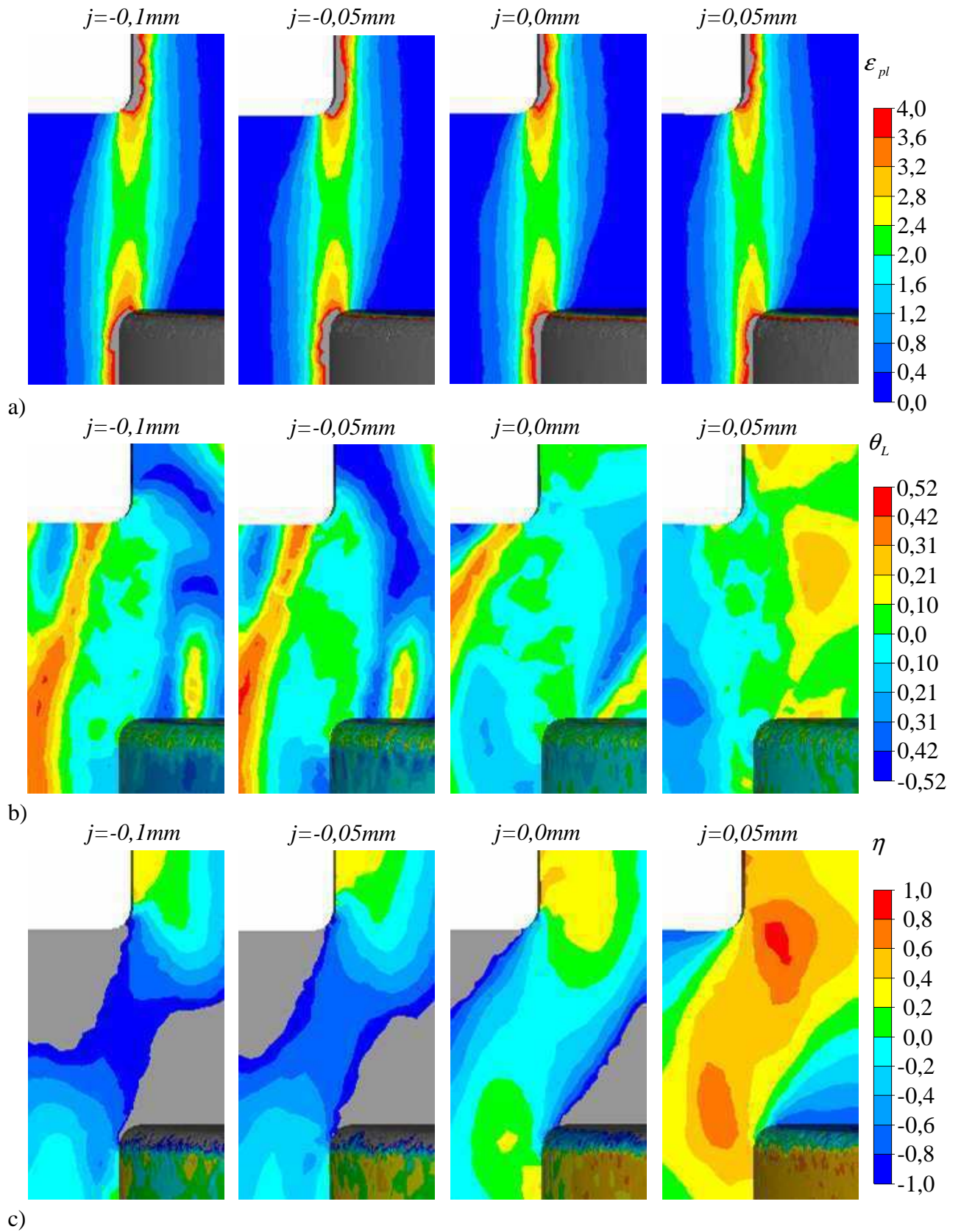


Figure I-18 : a) Champ de déformation plastique équivalente ; b) champ d'angle de Lode et c) champ de triaxialité pour les jeux $j\% = \{-3 ; -1,5 ; 0 ; 1,5\}$ où $j = \{-0,1 ; -0,05 ; 0 ; 0,05\}mm$.

I-3 Modèles de comportement matériaux

Après avoir exposé le procédé de semi-découpe et l'état de contrainte spécifique rencontré au cours de ce procédé, il est maintenant présenté les modèles de comportement utilisables pour modéliser le comportement des métaux sollicités à froid et à faible vitesse de déformation. Sont présentés ici, d'une part les modèles de plasticité et, d'autre part, les modèles d'endommagement et critères de rupture.

I-3-a Critères de plasticité et modèles d'écrouissage

En mécanique, on modélise le comportement inélastique des métaux par une fonction d'écoulement, une loi de normalité et une loi d'évolution des variables internes α_{int} .

La fonction d'écoulement F_e , équation I-16, définit dans l'espace des contraintes le domaine à l'intérieur duquel le comportement est élastique (F_e est inférieure à zéro) et celui sur lequel le comportement est inélastique (F_e est égale à zéro).

$$F_e(\bar{\sigma}, \alpha_{int}) \leq 0 \quad (\text{I-16})$$

La loi de normalité donne la direction selon laquelle l'écoulement inélastique a lieu. La partie inélastique du tenseur vitesses des déformations $\dot{\bar{\epsilon}}_{in}$ est donnée par la relation I-17 où $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur inélastique. Si la fonction d'écoulement F_e et le potentiel d'écoulement G_e sont identiques, on parle de loi d'écoulement associée.

$$\dot{\bar{\epsilon}}_{in} = \dot{\lambda} \frac{\partial G_e(\bar{\sigma}, \alpha_{int})}{\partial \bar{\sigma}} \quad (\text{I-17})$$

Enfin, on définit la loi d'évolution f_e des variables internes α_{int} par l'expression I-18.

$$\dot{\alpha}_{int} = f_e(\bar{\sigma}, \alpha_{int}) \quad (\text{I-18})$$

Lorsque les matériaux métalliques sont sollicités, ils peuvent être le siège de transformations irréversibles ou inélastiques. Si ces transformations sont principalement dues à la création, au déplacement et au blocage de dislocations à l'échelle microscopique, on qualifie ces transformations de plastiques.

Le critère de plasticité définit la surface qui, dans l'espace des contraintes, délimite le domaine élastique (fonction d'écoulement). La loi d'écrouissage modélise l'évolution de ce domaine. On ne considère ici que le cas où l'évolution du domaine élastique correspond à une dilatation, fonction de la variable interne ϵ_{pl} , qui représente la déformation plastique équivalente. L'équation I-16 prend alors la forme I-19.

$$F_e(\bar{\sigma}, \varepsilon_{pl}) = \sigma_e(\bar{\sigma}) - \sigma_0(\varepsilon_{pl}) \quad (\text{I-19})$$

σ_e est la contrainte équivalente et σ_0 est la contrainte d'écoulement.

La vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}_{pl}$ est définie par la puissance dissipée donnée par la formule (I-20).

$$\bar{\sigma} : \dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} = \sigma_e(\bar{\sigma}) \cdot \dot{\varepsilon}_{pl} \quad (\text{I-20})$$

La déformation plastique équivalente est alors donnée par l'équation I-21.

$$\varepsilon_{pl} = \int \dot{\varepsilon}_{pl} dt \quad (\text{I-21})$$

De nombreuses fonctions sont proposées pour la contrainte équivalente. Elles peuvent être isotropes ou anisotropes.

Le critère de Tresca est un critère isotrope considérant qu'il y a écoulement plastique lorsque la contrainte de cisaillement maximale atteint une certaine limite. Il s'exprime dans le repère des contraintes principales suivant l'expression I-22.

$$\sigma_e(\bar{\sigma}) = \text{Max}_{i,j \in \{I,II,III\}} |s_i - s_j| \quad (\text{I-22})$$

Le critère de von Mises est un critère isotrope qui s'exprime dans le repère des contraintes principales suivant l'expression I-23.

$$\sigma_{eq}(\bar{\sigma}) = \left(\frac{1}{2} [(s_I - s_{II})^2 + (s_I - s_{III})^2 + (s_{II} - s_{III})^2] \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{I-23})$$

Il peut-être exprimé uniquement en fonction du second invariant du tenseur des contraintes suivant l'expression I-24.

$$\sigma_e(\bar{\sigma}) = (3J_{II})^{\frac{1}{2}} \quad (\text{I-24})$$

Les critères de von Mises et de Tresca sont indépendants de la pression hydrostatique. Dans le repère principal, le critère de von Mises est un cylindre, le critère de Tresca est un prisme de base hexagonale. La figure I-19 montre la surface représentative de ces critères dans le repère principal vu en projection suivant l'axe des cotes (O, \vec{e}_z) .

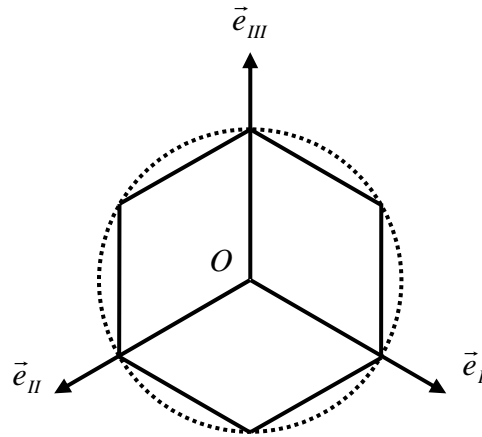


Figure I-19 : Représentation du critère de Tresca (Trait plein) et du critère de von Mises (Trait en pointillés) dans le repère principal $(O, \vec{e}_I, \vec{e}_{II}, \vec{e}_{III})$.

Le critère de Tresca n'est pas dérivable pour tout $\bar{\sigma}$. Il est peu utilisé dans les codes de calcul. Le critère de von Mises offre une bonne approximation de la fonction d'écoulement pour les métaux, en particulier pour les aciers. Ce critère est dérivable pour tout $\bar{\sigma}$ et l'expression de sa dérivée est simple (équation I-25). Le critère de von Mises est ainsi très utilisé.

$$\frac{\partial \sigma_{eq}}{\partial \bar{\sigma}} = \frac{3}{2} \frac{1}{\sigma_{eq}} \bar{\sigma} \quad (\text{I-25})$$

Il existe de nombreux critères de plasticité isotrope. Ceux-ci cherchent souvent à avoir une forme intermédiaire entre le critère de Tresca et celui de von Mises. On citera par exemple le critère de Karafillis et Boyce [Kara 1993] donné par l'équation I-26

$$\begin{aligned} \sigma_e(\bar{\sigma}) = & \left(\frac{1}{2} (1-c) \left[|s_I - s_{II}|^{2b_K} + |s_I - s_{III}|^{2b_K} + |s_{II} - s_{III}|^{2b_K} \right] \right. \\ & \left. + \frac{1}{2} c \frac{3^{2b_K}}{2^{2b_K-1} + 1} \left[|s_I|^{2b_K} + |s_{II}|^{2b_K} + |s_{III}|^{2b_K} \right] \right)^{\frac{1}{2b_K}} \end{aligned} \quad (\text{I-26})$$

Le paramètre b_K est défini entre un et l'infini. Le paramètre c est défini entre zéro et un, il permet de faire évoluer le critère entre deux fonctions limites. Lorsque c est nul et que b_K est égal à un, on retrouve le critère de von Mises. Lorsque c est nul et que b_K tend vers l'infini le critère de Karafillis et Boyce se rapproche du critère de Tresca.

Les critères exposés précédemment font l'hypothèse de l'isotropie. Cette hypothèse peut être trop restrictive, en particulier pour les tôles laminées dont les propriétés mécaniques montrent une dépendance à la direction de sollicitation. Des critères cherchent à modéliser l'anisotropie plastique initiale en pondérant les composantes du tenseur des contraintes exprimées dans le repère matériel.

Le critère quadratique de Hill 1948 [Hill 1948] est donné par l'expression I-27 où le tenseur $\overset{\equiv}{\overset{\equiv}{H}}$ est donné par la matrice I-28 en notation de Voigt.

$$\sigma_e(\overset{\equiv}{\overset{\equiv}{\sigma}}) = \left(\frac{3}{2} \overset{\equiv}{\overset{\equiv}{s}} : \overset{\equiv}{\overset{\equiv}{H}} : \overset{\equiv}{\overset{\equiv}{s}} \right)^{\frac{1}{2}} \quad \overset{\equiv}{\overset{\equiv}{H}} = \begin{pmatrix} G+H & -H & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & F+H & -F & 0 & 0 & 0 \\ -G & -F & F+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2N & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2L \end{pmatrix} \quad \begin{matrix} \text{(I-27)} \\ \text{(I-28)} \end{matrix}$$

où F , G , H , N , M et L sont des paramètres du critère quadratique de Hill 1948 permettant de caractériser l'anisotropie du matériau.

L'expression développée du critère de Hill est donnée par la formule I-29.

$$\sigma_e(\overset{\equiv}{\overset{\equiv}{\sigma}}) = \left(F(s_{22} - s_{33})^2 + G(s_{33} - s_{11})^2 + H(s_{33} - s_{22})^2 + 2Ls_{23}^2 + 2Ms_{31}^2 + 2Ns_{12}^2 \right)^{\frac{1}{2}} \quad \text{(I-29)}$$

On retrouve le critère de von Mises lorsque $F=G=H=0,5$ et $L=M=N=1,5$

Là encore, il existe de nombreux critères de plasticité anisotrope. On citera le critère de Bron et Besson [Bron 2004]. Ce dernier est basé sur des transformations linéaires du tenseur des contraintes. Il a été développé pour des alliages d'aluminium mais a aussi été appliqué à la modélisation de tôles d'acier [Luu 2006], [Zang 2011]. Le formalisme du critère est donné par les expressions I-30 à I-35.

$$\sigma_e(\overset{\equiv}{\overset{\equiv}{\sigma}}) = \left(\sum_{k=1}^2 \alpha_b^k (\sigma_e^k)^{ab} \right)^{\frac{1}{ab}} \quad \text{(I-30)}$$

$$\sigma_e^k = (\psi^k)^{\frac{1}{b^k}} \quad \text{(I-31)}$$

$$\psi^1 = \frac{1}{2} \left(|s_{II}^I - s_{III}^I|^{b^1} + |s_{III}^I - s_I^I|^{b^1} + |s_I^I - s_{II}^I|^{b^1} \right) \quad \text{(I-32)}$$

$$\psi^2 = \frac{3^{b^2}}{2^{b^2} + 2} \left(|s_I^2|^{b^2} + |s_{II}^2|^{b^2} + |s_{III}^2|^{b^2} \right) \quad \text{(I-33)}$$

$$\bar{\bar{s}}^k = \bar{\bar{L}}^k : \bar{\bar{\sigma}} \quad \bar{\bar{L}}^k = \begin{pmatrix} \frac{(c_2^k + c_3^k)}{3} & -\frac{c_3^k}{3} & -\frac{c_2^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3^k}{3} & \frac{(c_3^k + c_1^k)}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2^k}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & \frac{(c_1^k + c_2^k)}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{pmatrix} \quad \begin{matrix} \text{(I-34)} \\ \text{(I-35)} \end{matrix}$$

Si l'on pose $k=2$, $\alpha_b^1 = \alpha_b$ et $\alpha_b^2 = (1 - \alpha_b)$, seize paramètres doivent être identifiés. Les quatre paramètres α_b , b^1 , b^2 et a_b contrôlent la forme du critère, les douze paramètres c_i^k contrôlent l'anisotropie.

Lorsque $b^1 = b^2 = a_b$ et $\bar{\bar{L}}^1 = \bar{\bar{L}}^2$, on retrouve le modèle de Karafillis et Boyce [Kara 1993]. Lorsque, $c_i^k = 1$, le critère est isotrope. Lorsque $\alpha_b = 1$ et $c_i^1 = 1$, le critère devient égal au critère de von Mises si $b^1 = 2$ ou 4 et, se rapproche du critère de Tresca si $b^1 = 1$ ou tend vers l'infini.

Les critères anisotropes, comme celui de Bron et Besson, permettent de mieux représenter les domaines élastiques observés expérimentalement. Cependant, un grand nombre de paramètres doivent être identifiés, ce qui explique que ces modèles ne soient pas encore très développés dans l'industrie.

Les critères de plasticité exposés au début de cette section sont des fonctions construites directement avec les contraintes principales. Des auteurs comme X. Gao [Gao 2010] ou Y. Bai proposent d'approximer la surface de charge par des fonctions construites avec les invariants du tenseur des contraintes. Y. Bai propose [Bai 2008b] l'expression I-36, comme fonction d'écoulement.

$$F_e(\bar{\bar{\sigma}}, \varepsilon_{pl}) = \sigma_{eq} - \sigma_0(\varepsilon_{pl}) [1 - c_\eta (\eta - \eta_0)] \left[c_{\theta} + (c_{\theta_{ax}} - c_{\theta}) \left(\gamma_b - \frac{\gamma_b^{m_b+1}}{m_b + 1} \right) \right] \quad \text{(I-36)}$$

avec

$$c_{\theta_{ax}} = \begin{cases} c_{\theta} & \text{si } \theta_L \leq 0 \\ c_{\theta} & \text{si } \theta_L > 0 \end{cases} \quad \text{(I-37)}$$

et

$$\gamma_e = \frac{\cos\left(\frac{\pi}{6}\right)}{1 - \cos\left(\frac{\pi}{6}\right)} \left[\frac{1}{\cos(\theta_L)} - 1 \right] \quad \text{(I-38)}$$

Dans ce critère de plasticité, les paramètres c_η et η_0 introduisent une dépendance à la pression hydrostatique. Les paramètres c_{θ_s} , $c_{\theta_{ax}}$ et m_b introduisent une dépendance à l'angle de Lode. Pour $c_\eta=0$ et $c_{\theta_s}=c_{\theta_{ax}}=1$ ou $m_b=0$ on retrouve le critère de von Mises. Pour $c_\eta=0$, $c_{\theta_{ax}}=1$, $c_{\theta_s}=(3/2)^{1/2}$ et lorsque m_b tend vers l'infini, le critère de Bai se rapproche du critère de Tresca.

Dans les modèles de type Karafillis et Boyce, c'est l'introduction du paramètre b_K qui permet de modifier la forme du critère de plasticité, en s'éloignant de la forme du critère de von Mises, pour se rapprocher du critère de Tresca. Le modèle de Bai a la particularité d'être exprimé directement avec les composantes du tenseur des contraintes exprimées dans le repère cylindrique $(O, \vec{e}_\rho, \vec{e}_\theta, \vec{e}_z)$. C'est la sensibilité à l'angle de Lode qui permet alors d'approcher le critère de Tresca. De plus, les paramètres c_{θ_t} et c_{θ_c} permettent d'introduire une dissymétrie entre les sollicitations de type traction et les sollicitations de type compression.

Lorsque le matériau subit une transformation plastique, la surface décrite par la fonction d'écoulement ne reste pas fixe dans l'espace des contraintes.

On ne considère ici que les modèles d'écroutissage isotrope qui modélisent une expansion de cette surface, c'est-à-dire une augmentation de la contrainte d'écoulement σ_0 . Celle-ci peut être donnée par une loi puissance (formule I-39) ou par une loi linéaire puissance (formule I-40) par exemple.

$$\sigma_0(\varepsilon_{pl}) = \sqrt{3}K_p(\varepsilon_0 + \varepsilon_{pl})^{n_p} \quad (\text{I-39})$$

$$\sigma_0(\varepsilon_{pl}) = \sqrt{3}K_l(1 + a\varepsilon_{pl}^{n_l}) \quad (\text{I-40})$$

K_p , ε_0 , n_p , K_l , a et n_l sont des paramètres matériau.

I-3-b Modélisation de l'endommagement et de la rupture ductile

L'endommagement ductile est la dégradation d'un matériau caractérisée à l'échelle microscopique par la germination, la croissance et la coalescence de porosités.

Au début de la sollicitation, les transformations inélastiques sont principalement dues à la plasticité. Par la suite, la matrice n'ayant pas les mêmes propriétés mécaniques que les particules de secondes phases, il apparaît des concentrations de contraintes aux interfaces. Ces concentrations de contraintes conduisent, soit à la décohésion entre la matrice et les particules, soit à la rupture des particules. Il apparaît des porosités, c'est le phénomène de nucléation ou germination.

Si le matériau continue à être déformé, le volume des porosités augmente. Ce phénomène est appelé croissance. Durant cette phase, la présence des microcavités modifie le comportement du matériau. On peut ainsi observer un adoucissement à l'échelle macroscopique qui s'oppose au durcissement lié à l'écroutissage. Lorsque le taux de porosités a atteint une valeur limite et sous l'influence de la localisation des déformations, les ligaments de matière entre les microcavités se rompent. Les cavités se rejoignent et des fissures macroscopiques apparaissent. C'est le phénomène de coalescence qui conduit à la rupture du matériau.

Les modèles d'endommagement doivent rendre compte de plusieurs phénomènes. D'une part, ils doivent caractériser l'endommagement et son influence sur le comportement. D'autre part, ils doivent permettre de prédire le moment de la rupture.

Il existe de nombreux critères et modèles dans la littérature permettant de décrire l'évolution de l'endommagement ductile et la prédiction de la rupture. Nous présenterons dans un premier temps les approches dites micromécaniques, basées sur l'étude de la croissance d'une porosité dans une matrice plastique. Nous présenterons ensuite une approche plus phénoménologique, pour laquelle l'évolution d'une variable d'endommagement D , couplée au comportement, permet de modéliser l'adoucissement progressif du matériau dû à l'endommagement. Enfin nous terminerons par la définition de critères de rupture, non couplés au comportement, et dont l'objectif est de définir une surface de rupture en fonction de l'état de contrainte.

- *Approche micromécanique*

Les modèles ayant une approche micromécanique proposent de calculer de manière explicite l'évolution de la porosité.

Le modèle de Mc Clintock [McCl 1968] est basé sur le calcul de la croissance d'une cavité cylindrique dans une matrice rigide plastique infinie. L'évolution de l'endommagement est donnée par la fonction I-41 où R_c est le rayon de la cavité cylindrique et $(\sigma_{r\infty}; \sigma_{e\infty})$ est l'état de contrainte loin de la cavité.

$$\frac{dR_c}{R_c} = \left[\sqrt{3} \sinh \left(\sqrt{3} \frac{\sigma_{r\infty}}{\sigma_{r\infty} - \sigma_{z\infty}} \right) + 1 \right] d\epsilon_{r\infty} \quad (\text{I-41})$$

Le modèle de Rice et Tracey [Rice 1969] est basé sur le calcul de la croissance d'une cavité sphérique dans une matrice rigide plastique infinie. L'évolution de l'endommagement est donnée par la fonction I-42 où R_c est le rayon de la cavité sphérique et η est la triaxialité.

$$\frac{dR_c}{R_c} = 0,283 \cdot e^{\left(\frac{3}{2}\eta\right)} d\epsilon_{pl} \quad (\text{I-42})$$

Les modèles de Mc Clintock et de Rice et Tracey ne considèrent pas l'influence de la porosité sur le comportement du matériau, la fonction d'écoulement n'est pas modifiée par la porosité.

Le modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman (GTN) cherche à modéliser la modification du comportement macroscopique des matériaux par la présence de porosités. Ce modèle est basé sur les travaux de A.L. Gurson. [Gurs 1977] qui a exprimé la fonction d'écoulement d'un matériau constitué d'une matrice rigide plastique contenant une porosité sphérique.

L'endommagement est caractérisé par la fraction volumique de vide f . L'influence de la porosité sur le comportement du matériau est modélisée par la fonction d'écoulement I-43. Les paramètres q_1 , q_2 et q_3 ont été introduits par Tvergaard et Needleman [Tver 1984] pour prendre en compte les interactions entre les porosités et mieux rendre compte des observations expérimentales.

$$F_e(\bar{\sigma}, \varepsilon_{pl}, f) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_0(\varepsilon_{pl})} \right)^2 + 2q_1 f^* \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \eta\right) - 1 - q_3 f^{*2} \quad (\text{I-43})$$

L'évolution de la porosité est donnée par les équations I-44 à I-46. Le terme f_{croi} modélise la croissance des porosités existantes. Son expression est issue de la conservation de la masse. Le terme f_{nucl} modélise l'apparition de porosités par le phénomène de germination. Le modèle de germination donné par l'équation I-44 a été introduit par Chu et Needleman [Chu 1980].

$$\dot{f} = \dot{f}_{croi} + \dot{f}_{nucl} \quad (\text{I-44})$$

$$\dot{f}_{croi} = (1-f) \text{tr}(\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl}) \quad \dot{f}_{nucl} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} e^{-\left(\frac{1}{2} \left(\frac{\varepsilon_{pl} - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right)} \dot{\varepsilon}_{pl} \quad (\text{I-45})$$

$$(\text{I-46})$$

Le terme f_{nucl} a la forme d'une probabilité gaussienne. f_N , ε_N et S_N sont des paramètres matériau qui représentent respectivement : la fraction volumique des cavités créées par la nucléation, la déformation plastique moyenne pour laquelle la nucléation est maximale et l'écart-type de la distribution normale de Gauss.

La porosité fictive f^* (équation 47) permet de modéliser la coalescence avec l'augmentation de la vitesse d'évolution de la porosité lorsque cette dernière atteint une valeur critique f_c , f_f et f_u sont les valeurs finales de f et f^* à la rupture ductile.

$$f^* = \begin{cases} f & \text{si } f \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} (f - f_c) & \text{si } f > f_c \end{cases} \quad (\text{I-47})$$

Pour les sollicitations à faible triaxialité, le modèle GTN ne permet pas de prédire la rupture des matériaux de manière conforme aux observations expérimentales. C'est le cas, par exemple, pour la simulation des problèmes de découpage à la presse, comme le montre R. Hambli [Hamb 2001]. Cette limitation du modèle GTN provient notamment du terme de croissance de porosités qui ne permet aucune croissance pour des chargements en cisaillement pur.

Des modifications du modèle GTN ont été proposées pour permettre la prédiction de la rupture à faible triaxialité. Par exemple, Nahshon et Hutchinson [Nahs 2008] proposent de modifier le terme de croissance pour modéliser l'adoucissement et la perte de ductilité dus à la rotation et à la déformation des porosités. Cette modification est donnée par la formule I-48.

$$\dot{f}_{croi} = (1 - f) \text{tr}(\dot{\epsilon}_{pl}) + k_{\omega} f \left(1 - \left(\frac{27 J_{III}}{2 \sigma_{eq}^3} \right)^2 \right) \frac{\bar{\sigma} : \dot{\bar{\epsilon}}_{pl}}{\sigma_{eq}} \quad (\text{I-48})$$

où k_{ω} est un paramètre matériau.

- *Approche phénoménologique*

D'autres modèles proposent une approche phénoménologique et macromécanique du phénomène d'endommagement. Ils sont basés sur la définition de la contrainte effective introduite par Kachanov [Kach 1986]. On considère un volume élémentaire représentatif d'un matériau endommagé comme le montre la figure I-20. Si l'on coupe ce dernier par un plan de normale \vec{n} , on peut définir la surface totale dS et la surface endommagée dS_d .

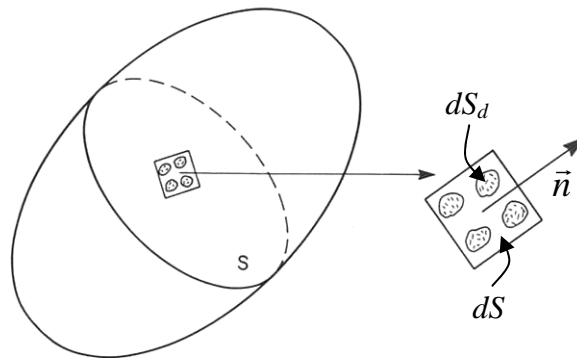


Figure I-20 : Volume élémentaire représentatif (d'après Kachanov [Kach 1986]).

Dans le cas d'un matériau non endommagé, la norme du vecteur contrainte de normale \vec{n} est exprimée par la formule I-49.

$$(\bar{\sigma} \cdot \vec{n}) \cdot \vec{n} = \frac{dF}{dS} \quad (\text{I-49})$$

où dF est une force élémentaire qui s'exerce sur l'élément de surface dS . La contrainte qui s'exerce sur la matrice est supérieure à $\bar{\sigma}$ du fait de la présence des cavités. On définit alors la surface résistante effective $d\tilde{S}$ qui prend en compte la surface dS_d , mais aussi les phénomènes de concentration de contraintes.

La variable d'endommagement D caractérise la dégradation des caractéristiques mécaniques du matériau. La variable D est nulle pour un matériau sain et tend vers 1 ($D < 1$) pour un matériau complètement endommagé. On peut écrire l'égalité I-50.

$$d\tilde{S} = dS(1-D) < dS - dS_d \quad (\text{I-50})$$

La norme du vecteur contrainte effective $\tilde{\bar{\sigma}}$ de normal \bar{n} est définie par la formule I-51. La contrainte effective est définie par l'équation I-52. L'effet adoucissant de l'endommagement est modélisé en remplaçant, dans les modèles de comportement élastoplastique, la contrainte par la contrainte effective. Cette contrainte effective représente finalement la contrainte rapportée à la surface $d\tilde{S}$ qui résiste effectivement au chargement appliqué.

$$(\tilde{\bar{\sigma}} \cdot \bar{n}) \cdot \bar{n} = \frac{dF}{d\tilde{S}} = \left(\frac{\bar{\sigma}}{1-D} \cdot \bar{n} \right) \cdot \bar{n} \quad (\text{I-51})$$

$$\tilde{\bar{\sigma}} = \frac{\bar{\sigma}}{1-D} \quad (\text{I-52})$$

Le modèle de Lemaitre [Lema 1985] est issu de la thermodynamique des milieux continus. Il est initialement basé sur l'étude d'essais de traction. Des modifications ont été proposées pour l'adapter à des trajets de chargement plus complexes [Lema 2000], [Bouc 2011]. La formulation présentée ici est celle établie dans [Bour 2009] et [Bouc 2011]. L'évolution de la variable d'endommagement est donnée par la formule I-53.

$$\begin{cases} \dot{D} = \left(\frac{Y}{S_0} \right)^{b_L} \dot{\varepsilon}_{pl} \text{ si } \varepsilon_{pl} \geq \varepsilon_d \text{ et } \eta > -\frac{1}{3} \\ \dot{D} = 0 \text{ si } \varepsilon_{pl} < \varepsilon_d \text{ ou } \eta \leq -\frac{1}{3} \end{cases} \quad (\text{I-53})$$

où S_0 , b_L et ε_d sont des paramètres matériau. Y est le taux de restitution d'énergie élastique défini par I-54.

$$Y = \frac{1}{2E(1-D)^2} \left[(1+\nu)\bar{\sigma}_+ : \bar{\sigma}_+ - \nu \langle \text{tr}(\bar{\sigma}) \rangle^2 \right] + \frac{h}{2E(1-h_L D)^2} \left[(1+\nu)\bar{\sigma}_- : \bar{\sigma}_- - \nu \langle -\text{tr}(\bar{\sigma}) \rangle^2 \right] \quad (\text{I-54})$$

avec

$$\bar{\sigma}_+ = \sum_{i=1}^3 \langle \sigma_i \rangle \bar{e}_i \otimes \bar{e}_i \quad \bar{\sigma}_- = \sum_{i=1}^3 \langle -\sigma_i \rangle \bar{e}_i \otimes \bar{e}_i \quad (\text{I-55})$$

$$(\text{I-56})$$

$\langle x \rangle$ est un opérateur égal à 0 si $x < 0$ et égal à x si $x \geq 0$. h_L est un paramètre matériau permettant de prendre en compte l'effet de refermeture de fissures en compression. σ_i sont les contraintes principales et \bar{e}_i sont les directions principales du tenseur des contraintes. La rupture intervient lorsque l'endommagement atteint une valeur critique D_c .

Le modèle de Xue [Xue 2007] a une approche phénoménologique. Ce modèle prend en compte l'état de contrainte à travers les trois invariants du tenseur des contraintes. L'évolution de la variable d'endommagement est donnée par la formule I-57.

$$\dot{D} = m \left(\frac{\varepsilon_{pl}}{\varepsilon_f} \right)^{(m-1)} \frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\varepsilon_f} \quad (\text{I-57})$$

où m est un paramètre matériau et ε_f est la surface de rupture définie par les équations I-58 à I-60.

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{f0} \mu_p(p) \mu_{\theta_L}(\theta_L) \quad (\text{I-58})$$

$$\mu_p = 1 - q \log \left(1 - \frac{p}{p_{lim}} \right) \quad (\text{I-59})$$

$$\mu_{\theta_L} = \gamma + (1 - \gamma) \left(\frac{6|\theta_L|}{\pi} \right)^k \quad (\text{I-60})$$

ε_{f0} est la déformation à la rupture de référence, il s'agit d'un paramètre matériau. μ_p est la fonction de dépendance à la pression hydrostatique. q et p_{lim} sont deux paramètres matériau. μ_{θ_L} est la fonction de dépendance à l'angle de Lode. γ et k sont des paramètres matériau. L'effet de l'endommagement sur le comportement est modélisé par un facteur d'adoucissement β introduit dans la fonction de couplage définie par la fonction I-61. La rupture intervient lorsque l'endommagement atteint $D=1$.

$$F_e(\bar{\sigma}, \varepsilon_{pl}, D) = \sigma_{eq}(\bar{\sigma}) - (1 - D^\beta) \sigma_0(\varepsilon_{pl}) \quad (\text{I-61})$$

Dans le modèle de Xue, la modélisation du comportement et celle du moment de la rupture sont liées. En effet, la fonction ε_f détermine aussi bien l'adoucissement du matériau que le moment de la rupture.

Les critères de rupture, contrairement aux modèles d'endommagement ductile présentés plus haut, cherchent à prévoir le moment de rupture de manière découplée du comportement du matériau.

- *Critères de rupture*

Le critère de Latham et Cockcroft [Cock 1968] est basé sur la contrainte principale maximale. La formule I-62 présente une variante du critère, où la contrainte principale maximale est normalisée par la contrainte équivalente. La variable C_1 représente la valeur critique du critère déclenchant la rupture.

$$\int_0^{\varepsilon_f} \frac{\sigma_I}{\sigma_{eq}} d\varepsilon_{pl} = C_1 \quad (\text{I-62})$$

Le critère de Tresca [Li 2011] donné par la formule I-63 est basé sur la contrainte de cisaillement maximale τ_{max} . La variable C_2 correspond à la limite à rupture du matériau

$$\tau_{max} = \frac{\sigma_I - \sigma_{III}}{2} = C_2 \quad (\text{I-63})$$

Il existe de nombreux autres critères de rupture faisant intervenir la triaxialité des contraintes ou les contraintes principales. Ces critères de rupture sont encore souvent utilisés dans l'industrie car ils demandent peu de paramètres à identifier. Ils permettent souvent d'obtenir des informations qualitatives sur les zones critiques où l'endommagement peut se développer. Cependant, la valeur critique de rupture reste très dépendante du trajet de chargement subi par la matière.

Les valeurs critiques, souvent identifiées en traction, ne permettent pas de prédire précisément l'instant de déclenchement de la rupture pour des procédés de mise en forme au cours desquels la matière est soumise à des trajets de chargement complexes

Afin d'enrichir ces approches, T. Wierzbicki propose de modéliser la déformation à la rupture ε_f par une fonction de l'état de contrainte. Il propose dans [Bai 2008b] d'approximer ε_f par un polynôme, donné par la formule I-64, dépendant de la triaxialité η et de l'angle θ .

$$\begin{aligned} \varepsilon_f(\eta, \theta) = & \left[\frac{1}{2} (D_{W1} e^{-D_{W1}\eta} + D_{W5} e^{-D_{W5}\eta}) - D_{W3} e^{-D_{W3}\eta} \right] \left(1 - \frac{6}{\pi} \theta \right)^2 \\ & + \frac{1}{2} (D_{W1} e^{-D_{W1}\eta} - D_{W5} e^{-D_{W5}\eta}) \left(1 - \frac{6}{\pi} \theta \right) + D_{W3} e^{-D_{W3}\eta} \end{aligned} \quad (\text{I-64})$$

où D_{W1} , D_{W2} , D_{W3} , D_{W4} , D_{W5} et D_{W6} sont des paramètres matériau. Pour déterminer ces paramètres, un ensemble d'essais mécaniques sont réalisés jusqu'à la rupture des éprouvettes. Ces essais sont choisis de manière à ce que différents états de contrainte soient rencontrés au lieu de la rupture. Pour chaque éprouvette, la triaxialité, l'angle de Lode ainsi que la déformation à la rupture sont déterminés. Ces données sont ensuite utilisées pour identifier les paramètres du modèle par analyse inverse. Sur la figure I-21 a) est représentée la position dans l'espace des contraintes de différents essais mécaniques. Un exemple de surface représentative de ε_f est montré sur la figure I-21 b).

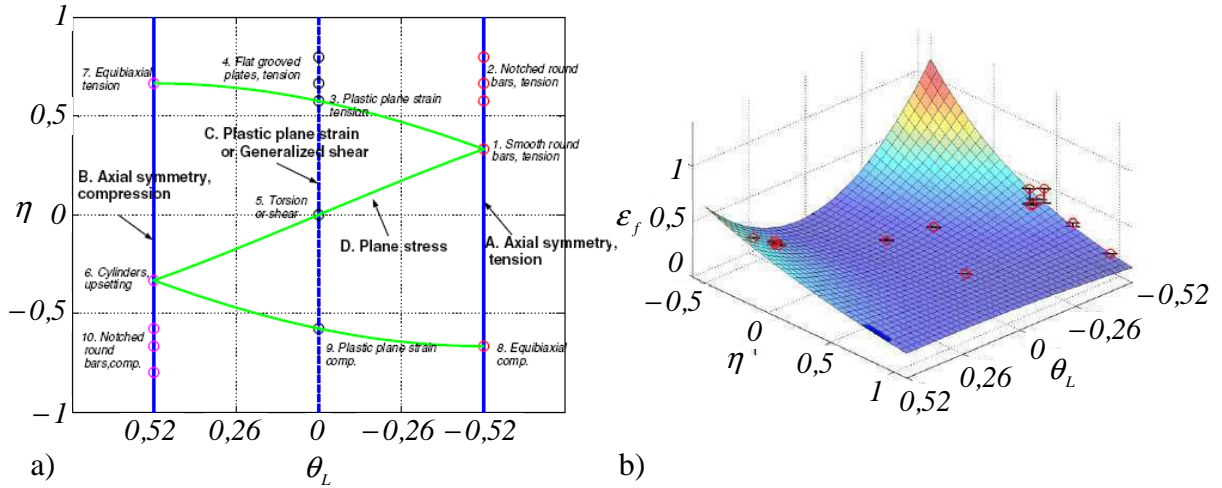


Figure I-21 : a) Position dans l'espace des contraintes de différents essais mécaniques. b) Surface représentative de la fonction I-64. (d'après [Bai 2008b]).

Dans [Bees 2010] il est proposé de modéliser ε_f par le critère de Mohr-Coulomb. Le critère de Mohr-Coulomb est donné par la formule I-65. La rupture a lieu lorsque la combinaison de la contrainte de cisaillement maximale τ_{max} et de la contrainte principale maximale σ_1 atteint une valeur critique C_4 .

$$(\tau_{max} + C_3 \sigma_1) = C_4 \quad (I-65)$$

où C_3 est un paramètre matériau.

ε_f est alors exprimée (formule I-66) en considérant que le matériau obéit à l'équation I-19 où σ_e est la contrainte équivalente de von Mises et σ_0 est la contrainte d'écoulement donnée par la loi d'écrouissage puissance I-37.

$$\varepsilon_f(\eta, \theta) = \left\{ \sqrt{3} \frac{K_p}{C_4} \left[\frac{\sqrt{1+C_3^2}}{3} \cos\left(\frac{\pi}{6} - \theta\right) + C_3 \left(\eta + \frac{1}{3} \sin\left(\frac{\pi}{6} - \theta\right) \right) \right] \right\}^{-\frac{1}{n_p}} \quad (I-66)$$

Le modèle de Mohr-Coulomb leur permet d'obtenir une bonne approximation de ε_f avec un jeu réduit de paramètres. (Deux paramètres uniquement pour ce critère de rupture).

Une variable d'endommagement D est définie par l'équation I-67. La rupture du matériau intervient lorsque la limite en ductilité est atteinte $\varepsilon_{pl} = \varepsilon_f$, c'est-à-dire lorsque $D=1$.

$$D = \int_0^{\varepsilon_{pl}} \frac{1}{\varepsilon_f(\eta; \theta)} d\varepsilon_{pl} \quad (I-67)$$

I-4 Conclusion

Le procédé de semi-découpe est présenté à travers la bibliographie qui s'y rapporte et la réalisation de simulation préliminaire. Il apparaît que la principale différence entre le procédé de découpage classique et le procédé de semi-découpe réside dans l'utilisation d'un jeu entre le poinçon et la matrice réduit et négatif. L'utilisation d'un jeu réduit conduit à une forte localisation des déformations. L'utilisation d'un jeu négatif conduit à une triaxialité basse $\eta < -0,5$ et décroissante.

Les principaux modèles de comportement sont présentés à travers une étude bibliographique focalisée sur les phénomènes de plasticité, d'endommagement et de rupture.

Il ressort de cette étude que les modèles de plasticité sont en général indépendants de la triaxialité. Les modèles de plasticité peuvent être : quadratique ou non quadratique ; isotrope ou anisotrope. Compte tenu du fait que le matériau objet de l'étude est une tôle d'acier obtenue par laminage, l'hypothèse de l'isotropie ne semble pas pouvoir être faite. Il est choisi de travailler avec le critère de Hill 1948, étant donné que ce dernier est disponible dans les deux logiciels Forge[®] et LS-Dyna[®]. Il s'agit d'un critère quadratique. Dans les deux logiciels sa formulation est associée. Ces deux dernières hypothèses devront être vérifiées. L'apport du critère de Hill 1948 sera analysé par comparaison avec une approche isotrope.

Les modèles d'endommagement couplés au comportement sont issus d'approches micromécaniques comme pour le modèle de Gurson ou d'approches phénoménologiques comme pour le modèle de Lemaitre. Il apparaît dans le formalisme de ces modèles que la triaxialité a un rôle important pour la croissance de l'endommagement. Ces modèles ont initialement été établis en étudiant des essais mécaniques de type traction. Leur extension à un domaine étendu de l'espace des contraintes, notamment pour de faibles triaxialités, n'est pas immédiat [Nahs 2008]. Le modèle de Lemaitre, déjà utilisé pour modéliser des problèmes de découpe à la presse [Hamb 2001], semble mieux adapté pour la modélisation des problèmes de semi-découpe, puis de tenue mécanique de flasques de sièges automobile. Par ailleurs le modèle de Lemaitre est disponible dans les deux logiciels Forge[®] et LS-Dyna[®]. Il est donc choisi de travailler avec ce dernier modèle plutôt qu'avec un modèle de type Gurson-Tvergaard-Needleman.

Compte tenu du fait que les niveaux de triaxialité rencontrés durant la phase de mise en forme et la phase de tenue mécanique sont relativement bas ($\eta < -0,5$ durant la semi-découpe et $\eta \sim 0,0$ durant la tenue mécanique), il est également choisi d'utiliser l'approche des critères de rupture. Cette approche offre également l'avantage d'introduire l'influence de l'angle de Lode, ce qui permet de mieux décrire l'état de contrainte. Enfin, il faut noter que de tels critères, découplés du comportement du matériau, sont plus simples à mettre en place dans un cadre industriel.

Chapitre II :

Essais mécaniques de caractérisation et analyse inverse

II-1 Introduction

L'objectif des essais mécaniques est de soumettre le matériau à des transformations inélastiques de manière à connaître son comportement. C'est-à-dire, de manière à connaître la façon dont il s'écoule en fonction de l'état de contrainte auquel il est soumis. Les essais sont menés jusqu'à la rupture. Cela permet de connaître le lieu et le moment où la matière perd sa cohésion avec l'apparition de fissures macroscopiques. De l'étude bibliographique sur les modèles de comportement, il ressort que le comportement du matériau est fonction : de l'orientation des directions principales du tenseur des contraintes par rapport au repère matériel (anisotropie) et du type de sollicitation (caractérisé par la triaxialité et l'angle de Lode).

Les essais présentés dans ce chapitre cherchent principalement à connaître le moment de la rupture en fonction de l'état de contrainte, en vue d'identifier les paramètres de critères de rupture. Mais l'ensemble du comportement du matériau a de l'intérêt. Les essais présentés sont porteurs d'informations sur la plasticité et l'endommagement. L'objet de ce chapitre est de présenter une partie des essais réalisés durant la thèse ainsi que leur analyse partielle pour déterminer les paramètres des modèles élastoplastiques.

En première section, les essais mécaniques réalisés sont exposés. Pour chaque essai, sont précisés : le principe de l'essai, l'état de contrainte attendu et les observables expérimentales obtenues. En deuxième section, les résultats expérimentaux sont exploités par analyse inverse pour la détermination des paramètres du critère de Hill 1948 et pour la détermination des paramètres du modèle d'écrouissage.

II-2 Essais mécaniques pour l'étude du comportement des matériaux

II-2-a Matériau objet de l'étude

Le matériau étudié est un acier à haute limite élastique (acier HLE) S420MC. C'est une tôle d'acier faiblement alliée, obtenue par laminage à chaud. Sa composition chimique est donnée dans le tableau II-1. La tôle étudiée a une épaisseur de $3,5\text{mm}$.

C	Si	Mn	P	S	Nb	V	Al	Ti
<0,10	<0,40	<0,90	<0,025	<0,015	0,01-0,06	0,01-0,08	0,01-0,08	0,01-0,10

Tableau II-1 : Composition chimique de l'acier S420MC en pourcentage massique.

On définit le repère matériel $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T1}, \vec{e}_{T2})$ lié à la tôle comme le montre la figure II-1 a). Ce repère permet d'identifier la direction de laminage \vec{e}_L , et les directions, transverse \vec{e}_{T1} et normale \vec{e}_{T2} . La figure II-1 b) révèle la microstructure de cet acier dans le plan $(O, \vec{e}_{T1}, \vec{e}_{T2})$. Elle est composée de grains de ferrite et de perlite et ne montre pas de texture morphologique.

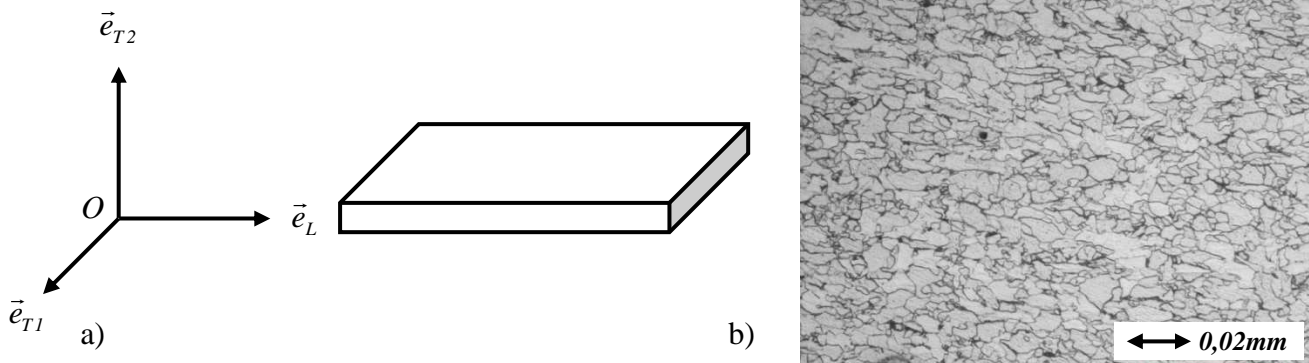


Figure II-1 : a) Repère matériel lié à la tôle. b) Microstructure de l'acier S420MC (d'après C. Moussa [Mous 2011]).

Les aciers HLE montrent des caractéristiques mécaniques élevées ainsi qu'une bonne ductilité. Ils sont utilisés dans l'industrie automobile pour la mise en forme à froid de pièces structurales et de sécurité.

II-2-b Principe des essais mécaniques

Pour identifier le comportement, les essais mécaniques cherchent à faire subir au matériau une transformation inélastique au cours de laquelle l'état de contrainte est particulier et maîtrisé.

Une première possibilité est de contrôler les efforts auxquels est soumise l'éprouvette. Ce premier concept est illustré sur la figure II-2, dans le cas d'une éprouvette parallélépipédique soumise à un effort réparti sur deux de ses faces. La triaxialité et l'angle de Lode sont exprimés en fonction de l'angle φ que font les vecteurs forces \vec{F} avec les normales aux faces de l'éprouvette par les équations II-1 et II-2.

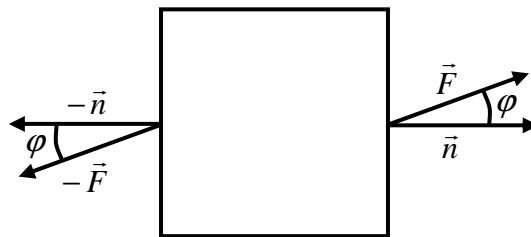


Figure II-2 : Epreuve parallélépipédique soumise à des efforts répartis sur deux de ses faces.

$$\eta = \frac{1}{3} \frac{\cos \varphi}{\sqrt{\cos^2 \varphi + 3 \sin^2 \varphi}} \quad (\text{II-1})$$

$$\theta_L = \arctan\left(\frac{\sqrt{3}}{3} \frac{-\cos \varphi}{\sqrt{\cos^2 \varphi + 4 \sin^2 \varphi}}\right) \quad (\text{II-2})$$

C'est ce principe qui est mis en œuvre dans le cas des essais de traction sur éprouvettes plates ($\varphi=0^\circ$) et dans le cas des essais de cisaillement simple ($\varphi=90^\circ$).

Une deuxième possibilité est de mettre à profit la géométrie des éprouvettes de façon à obtenir localement le champ de contrainte attendu. Ce second concept est illustré sur la figure II-3, dans le cas d'une éprouvette cylindrique entaillée de traction. La triaxialité et l'angle de Lode sont exprimés en fonction du diamètre en fond d'entaille (d) et du rayon d'entaille (R) par les équations II-3 et II-4 obtenues par Y. Bao [Bao 2005].

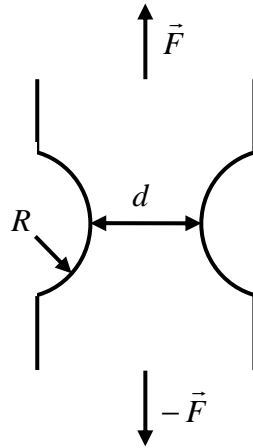


Figure II-3 : Eprouvette cylindrique entaillée soumise à un chargement de traction.

$$\eta = \frac{1}{3} + \ln\left(1 + \frac{d}{4R}\right) \quad (\text{II-3})$$

$$\theta_L = -\frac{\pi}{6} \quad (\text{II-4})$$

En pratique, la connaissance et le contrôle des états de contrainte et de déformation au sein des éprouvettes ne sont pas immédiats. L'utilisation d'éprouvettes ayant une partie utile de forme parallélépipédique, comme dans le cas des essais de compression, traction et cisaillement simple, permet de connaître les états de contrainte et de déformation de manière analytique [Taha 2005]. L'état de contrainte est au voisinage de $\eta = -0,33$; $\theta_L = 0,52$ pour la compression, $\eta = 0,33$; $\theta_L = -0,52$ pour la traction et $\eta = 0$; $\theta_L = 0$ pour le cisaillement. Le comportement du matériau peut être identifié sans présupposer de modèle. Cependant l'hypothèse d'homogénéité permettant le dépouillement analytique a un domaine de validité limité. Dans le cas de l'essai de traction simple, la limitation vient de l'apparition du phénomène de striction localisée [Copp 2011]. Dans le cas de l'essai de cisaillement, la limitation vient de l'apparition d'effets de bords [An 2009], [Mohr 2007]. Par ailleurs dans le cas des éprouvettes de cisaillement, les effets de bords induisent une élévation de la triaxialité qui conduit à la rupture des éprouvettes dans ces zones où l'on n'est plus en cisaillement pur.

Pour obtenir d'autres couples de triaxialité et d'angle de Lode, il est nécessaire soit de modifier la géométrie des éprouvettes [Li 2011], soit de faire appel à des moyens d'essais permettant d'induire des sollicitations multiaxiales [Mohr 2007], [Mohr 2008].

Les essais réalisés ont pour objectif principal de permettre la construction de la surface représentative de la déformation à rupture en fonction de l'angle de Lode et de la triaxialité. Les essais proposés sont focalisés sur une zone de faible angle de Lode ($\theta_L \sim 0$), allant des basses ($\eta \sim -0,5$) aux fortes triaxialités ($\eta \sim 1$).

Comme il a été montré au chapitre I, la connaissance du comportement et de l'endommagement, pour des triaxialités basses, est particulièrement intéressante pour la simulation de la mise en forme par semi-découpe. La connaissance du comportement à plus forte triaxialité est d'intérêt pour la simulation de la mise en forme et pour la simulation de la tenue mécanique.

Un premier ensemble d'essais a été développé en vue d'une procédure d'identification des paramètres des modèles de comportement dans un cadre industriel. Ces essais utilisent une machine de traction compression classique et des éprouvettes ayant des géométries pouvant être obtenues par usinage conventionnel (fraisage prismatique et tournage). Ces essais ont été réalisés au Cemef. Un deuxième ensemble d'essais, venant en complément, utilise des éprouvettes à double courbure [Bai 2008] et une machine de sollicitation biaxiale [Mohr 2008]. Ces essais ont été réalisés au Crashworthiness and Impact Laboratory du Massachusetts Institute of Technology (MIT).

II-2-c Essais de compression et essais de traction

Au cours des essais de compression, la triaxialité est négative et l'angle de Lode est positif. Avant l'apparition du bombé, on peut considérer l'essai comme homogène. La triaxialité et l'angle de Lode prennent alors les valeurs de $\eta = -0,33$ et $\theta_L = 0,52$ respectivement. Cet essai est porteur d'informations sur la plasticité. Il est également porteur d'informations sur le frottement entre le matériau et la surface des outils.

Les éprouvettes sont de forme parallélépipédique cubique comme le montre la figure II-4. Elles ont été extraites de manière à ce que les axes d'intersection de leurs plans de symétrie coïncident avec les directions du repère matériel comme le montre la figure II-4. L'essai a été réalisé entre deux tas plats en acier trempé, rectifié et poli. L'essai a été réalisé sans lubrifiant. L'effort en fonction du déplacement a été mesuré au cours de l'essai. Les dimensions des éprouvettes ont été mesurées avant et après écrasement. Le dispositif expérimental ainsi que les résultats expérimentaux sont présentés en Annexe A-I.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les sections mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 4%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les efforts normalisés par la section initiale des éprouvettes est inférieur à 2%.

Les dimensions nominales avant et après écrasement sont reportées dans le tableau II-2. Une courbe effort-déplacement est donnée sur la figure II-5.

Dans le cas des essais de compression, on n'observe pas la rupture des éprouvettes.

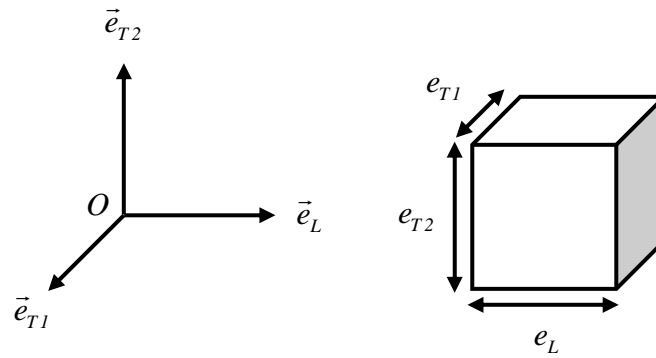


Figure II-4 : Géométrie des éprouvettes de compression.

e_L (mm)	e_{T1} (mm)	e_{T2} (mm)
3,5	3,5	3,5
$\Delta e_L/e_{L0}$	$\Delta e_{T1}/e_{T10}$	$\Delta e_{T2}/e_{T20}$
0,76	0,80	-0,65

Tableau II-2 : Longueurs initiales et finales des éprouvettes de compression.

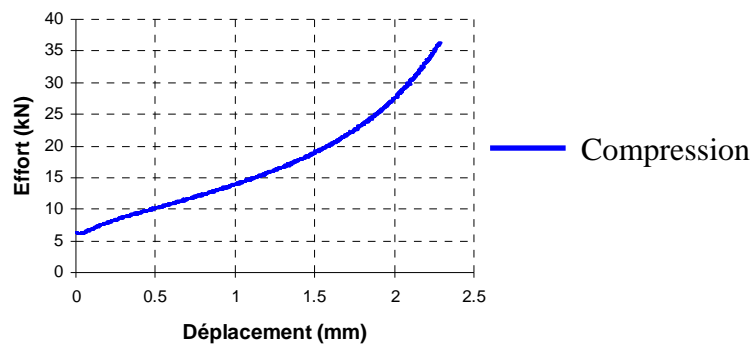


Figure II-5 : Courbe effort-déplacement correspondant à un essai de compression. (Compte tenu des incertitudes de mesure sur le déplacement, la partie élastique est négligée, voir annexe A-I.)

Les essais de type traction ont pour objectif d'apporter des informations sur la plasticité, l'endommagement et la rupture, pour des sollicitations à forte triaxialité et angle de Lode négatif. Dans le cas des éprouvettes plates, avant l'apparition de la striction, on peut considérer l'essai comme homogène. La triaxialité et l'angle de Lode prennent alors les valeurs de $\eta=0,33$ et $\theta_L=-0,52$ respectivement. Les éprouvettes plates de traction ont été prélevées dans la tôle de manière à ce que l'axe d'intersection de leurs deux plans de symétrie fasse avec la direction de laminage de la tôle un angle $\alpha_i = \{0; 45; 90\}^\circ$ comme le montre la figure II-6 a).

Pour obtenir des essais avec une triaxialité plus faible et une triaxialité plus forte, des entailles de forme cylindrique ont été usinées au centre des éprouvettes comme le montrent la figure II-6 b) (éprouvettes entaillées de traction) et la figure II-6 d) (éprouvettes à cisaillement induit). Ces éprouvettes ont été prélevées dans la tôle de manière à ce que l'axe d'intersection de leurs deux plans de symétrie coïncide avec la direction de laminage.

Les paramètres géométriques des éprouvettes plates et plates entaillées, caractérisés par l'angle α_1 , la longueur initiale l_0 , la largeur initial b_0 , l'épaisseur initiale e_0 , le rayon de courbure R et la section au centre d , sont donnés dans le tableau II-3. Ces paramètres sont représentés sur la figure II-6 a) b) et c). La géométrie des éprouvettes à cisaillement induit, plus complexe, est illustrée sur la figure II.6 d) et détaillée en Annexe A-II. L'évolution de la triaxialité au centre des éprouvettes est montrée sur la figure II-7. (L'évolution de cette grandeur a été déterminée par des simulations numériques préliminaires en utilisant un modèle élastoplastique de von Mises et un modèle d'érouissage puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13.)

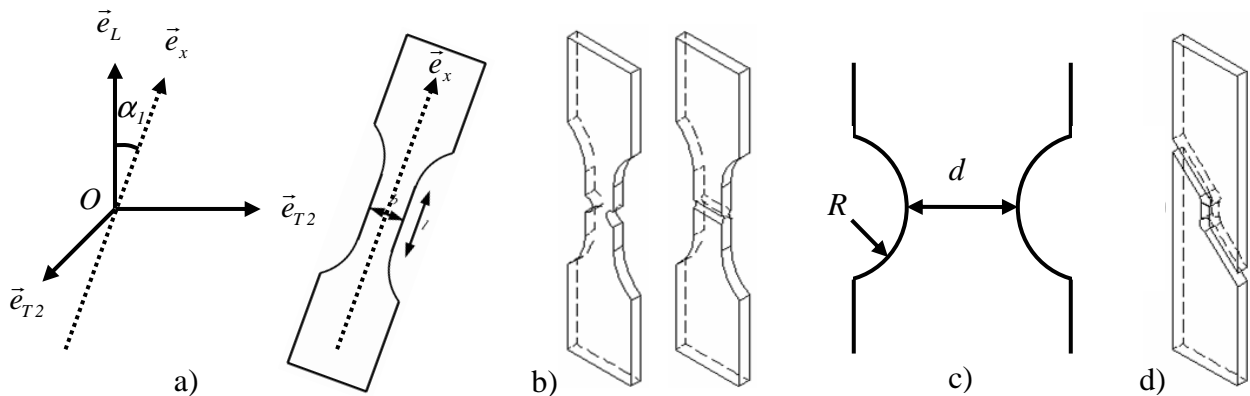


Figure II-6 : a) Éprouvettes plates de traction (T0, T45 et T90). b) Éprouvettes entaillées de traction (Te5 et Te3). c) Géométrie des entailles. d) Éprouvette de traction à cisaillement induit (C1).

Éprouvette	α_1 (°)	b_0 (mm)	l_0 (mm)	e_0 (mm)	Plan de l'entaille	R (mm)	d (mm)
T0	0	10	20	3,5	$(O, \vec{e}_{e_1}, \vec{e}_{e_2})$	∞	10
T45	45	10	20	3,5	$(O, \vec{e}_{e_1}, \vec{e}_{e_2})$	∞	10
T90	90	10	20	3,5	$(O, \vec{e}_{e_1}, \vec{e}_{e_2})$	∞	10
Te5	0	10	20	3,5	$(O, \vec{e}_{e_1}, \vec{e}_{e_2})$	2,5	5
Te3	0	10	20	3,5	$(O, \vec{e}_{e_1}, \vec{e}_{e_2})$	1,5	2

Tableau II-3 : Géométrie des éprouvettes de traction.

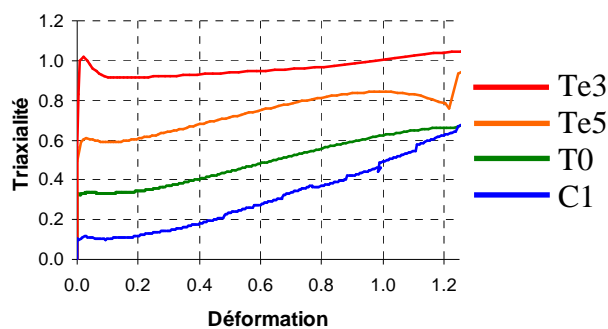


Figure II-7 : Evolution de la triaxialité au cours des essais de traction. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

L'effort en fonction du déplacement a été mesuré au cours des essais. Dans le cas des éprouvettes plates de traction, des essais ont été interrompus et les dimensions des éprouvettes ont été mesurées avant et après interruption, de manière à pouvoir calculer la limite élastique et les coefficients de Lankford [Taha 2005]. Le dispositif expérimental ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en Annexe A-II.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les sections mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 2%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 3% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 7%.

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur éprouvettes plates (T0; T45 et T90) sont montrées sur la figure II-8 a). Les limites élastiques inférieures (*Rel*) et les coefficients de Lankford (*r*) sont reportés dans le tableau II-4. Les courbes effort-déplacement correspondant aux éprouvettes des différentes géométries (T0 ; Te3 ; Te5 et C1) sont montrées sur la figure II-8 b). Dans le cas des essais de traction, la fin des essais correspond à la rupture des éprouvettes. La rupture intervient de manière brutale avec la séparation des éprouvettes en deux parties et la chute de l'effort de traction à zéro.

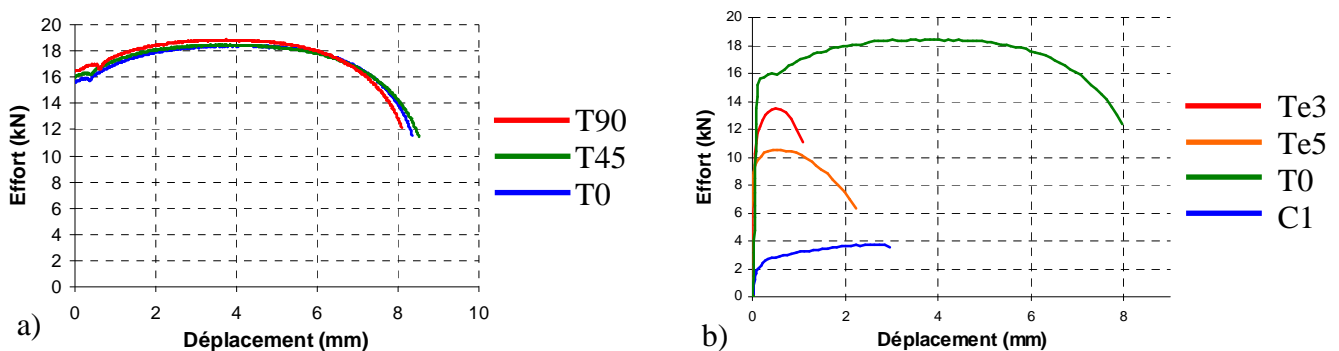


Figure II-8 : a) Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes plates pour les angles $\alpha_i = \{0; 45; 90\}^\circ$ (Compte tenu des incertitudes de mesure sur le déplacement, la partie élastique est négligée, voir annexe A-II.). b) Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes de différentes géométries.

Angle α_i ($^\circ$)	<i>Rel</i> (MPa)	<i>r</i>
0	452	0,70
45	463	1,13
90	475	0,90

Tableau II-4 : Limites élastiques et coefficients de Lankford obtenus lors des essais de traction sur éprouvettes plates.

II-2-d Essais de double cisaillement et essais sur éprouvettes à double courbure

Afin d'étudier le comportement du matériau à des triaxialités et angles de Lode faibles (proches de zéro), un essai de double cisaillement a été mis en place. Il s'inspire de l'essai de double cisaillement de J. Campbell et W. Ferguson [Camp 1970]. Le principe est montré sur la figure II-9. De manière à limiter les actions mécaniques subies par les éléments du montage expérimental et à localiser les déformations, des entailles sont réalisées sur les quatre faces des éprouvettes. La géométrie des entailles est cylindrique, de manière à éviter les effets de bords longitudinaux ($R=0,75mm$ et $d=1,5mm$). Sur cet essai, différents états de contrainte peuvent être obtenus en inclinant les entailles d'un angle α_2 . Les triaxialités au centre des éprouvettes correspondant aux angles $\alpha_2 = \{-5; 0; +5\}^\circ$ sont montrées sur la figure II-10. (L'évolution de cette grandeur a été déterminée par des simulations numériques préliminaires en utilisant un modèle élastoplastique de von Mises et un modèle d'érouissage puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13.) Le plan des éprouvettes est donné en Annexe A-IV-1.

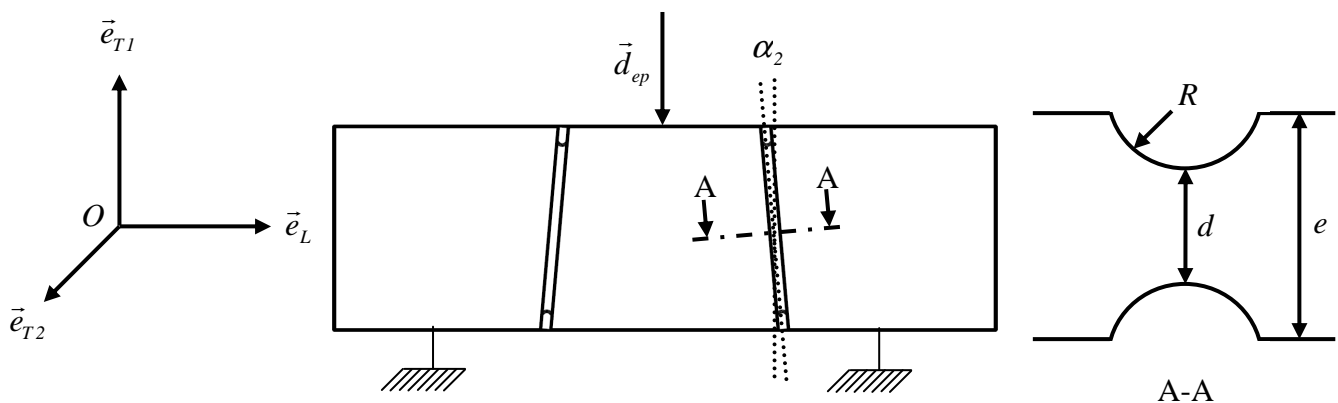


Figure II-9 : Principe de l'essai de double cisaillement.

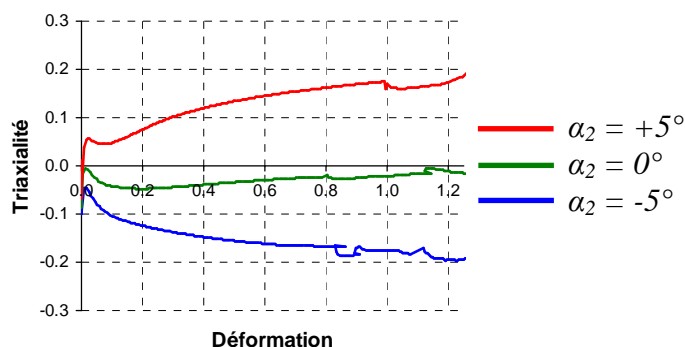


Figure II-10 : Evolution de la triaxialité au centre des éprouvettes au cours des essais de double cisaillement. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

L'effort en fonction du déplacement a été mesuré au cours de l'essai. Le dispositif expérimental ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en annexe A-IV-1.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2%.

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais sont montrées sur la figure II-11.

Dans le cas des essais de double cisaillement, la fin des essais correspond à la rupture des éprouvettes. La rupture intervient de manière progressive et conduit à la séparation des éprouvettes en deux parties et à la chute de l'effort vertical à zéro. Pour le cas $\alpha_2 = -5^\circ$, la fin de l'essai correspond à la limite de la course du montage d'essais, soit environ 10mm de déplacement. Dans ce dernier cas, on n'observe pas la rupture complète des éprouvettes.

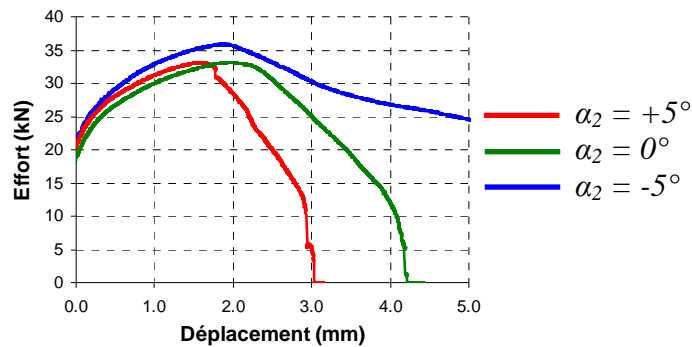


Figure II-11 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de double cisaillement pour les angles $\alpha_2 = \{-5; 0; +5\}^\circ$.

Cet essai utilise un montage de cisaillement simple, mu par une machine de traction/compression. Les éprouvettes peuvent être usinées sur une machine de fraisage conventionnelle. Une alternative à cet essai est l'utilisation d'éprouvettes à double courbure et d'une machine de sollicitation biaxiale présentée dans le paragraphe suivant.

D. Mohr et M. Oswald ont développé un essai permettant d'étudier le comportement de tôles soumises à des chargements tangentiel et normal combinés [Mohr 2008].

L'essai utilise une machine spéciale munie de deux mors guidés en translation suivant des axes perpendiculaires. Le mors inférieur se déplace suivant l'horizontale et le mors supérieur se déplace suivant la verticale.

Chaque mors est piloté de manière indépendante, soit en déplacement, soit en effort. La cinématique est caractérisée par l'angle α_3 , que fait, avec l'horizontale, la résultante des déplacements ou des efforts comme le montre la figure II-12.

Pour obtenir un chargement proche du cisaillement pur, deux possibilités peuvent être utilisées :

- soit imposer un déplacement à l'axe horizontal et imposer un déplacement nul à l'axe vertical ;
- soit imposer un déplacement à l'axe horizontal et imposer un effort nul sur l'axe vertical.

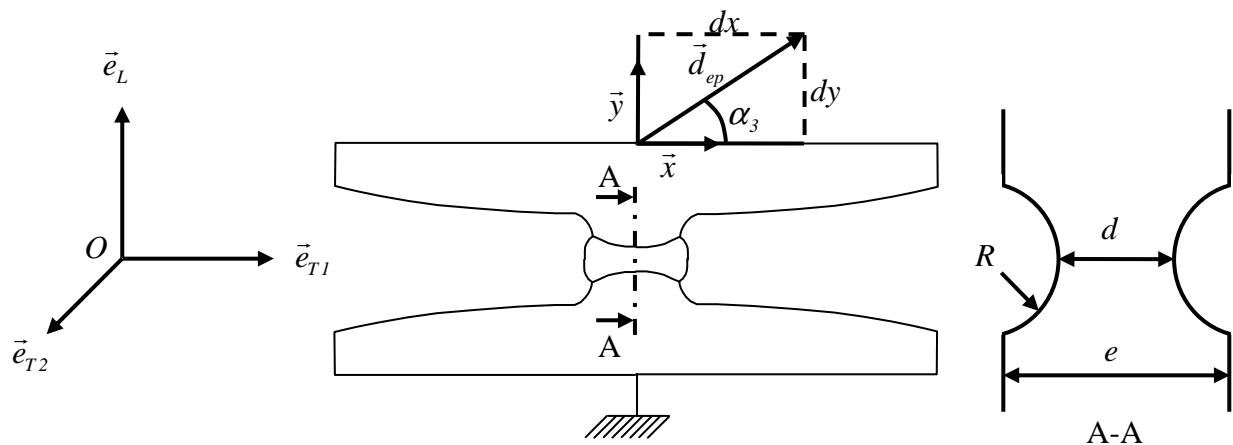


Figure II-12 : Principe de l'essai sur éprouvette à double courbure

Les éprouvettes proposées par D. Mohr et S. Henn ont une section utile réduite de forme parallélépipédique. Pour permettre de localiser la rupture au centre des éprouvettes, Y. Bai a proposé une géométrie à double courbure qui permet d'éviter les effets de bords [Bai 2008]. C'est cette dernière géométrie qui a été retenue, elle est montrée sur la figure II-12. L'état de contrainte au centre de l'éprouvette est lié à la géométrie, au choix du mode de pilotage de la machine et à l'angle α_3 .

Trois configurations de pilotage ont été retenues :

- pilotage des deux mors en déplacement tel que $\alpha_3 = 10^\circ$ (pour une triaxialité positive) ;
- pilotage des deux mors en déplacement tel que $\alpha_3 = 0^\circ$ (pour une triaxialité quasi nulle, mais légèrement positive) ;
- pilotage du mors inférieur en déplacement avec pilotage du mors supérieur tel que $F_y = 0kN$ (pour une triaxialité quasi nulle, mais légèrement négative).

A noter que la configuration $\alpha_3 = 0^\circ$ correspond à un déplacement suivant l'axe \vec{e}_y nul.

La triaxialité au centre des éprouvettes est donnée sur la figure II-13 pour les différents modes de pilotage. (L'évolution de cette grandeur a été déterminée par des simulations numériques préliminaires en utilisant un modèle élastoplastique de von Mises et un modèle d'écrouissage puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13.) Le dispositif expérimental ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en Annexe A-V-1. Pour chaque axe, les efforts et les déplacements ont été mesurés, ils sont donnés par les figures II-14 et II-15.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts horizontaux maximaux est inférieur à 3% et l'écart maximal entre les déplacements horizontaux à la rupture est inférieur à 6%.

Dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure, la fin des essais correspond à la rupture des éprouvettes. La rupture intervient de manière brutale avec la séparation des éprouvettes en deux parties et la chute des efforts horizontaux et verticaux à zéro.

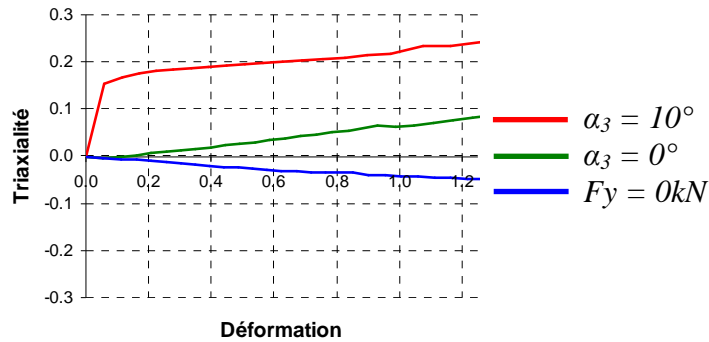


Figure II-13 : Evolution de la triaxialité au centre des éprouvettes pour les différents modes de pilotage. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

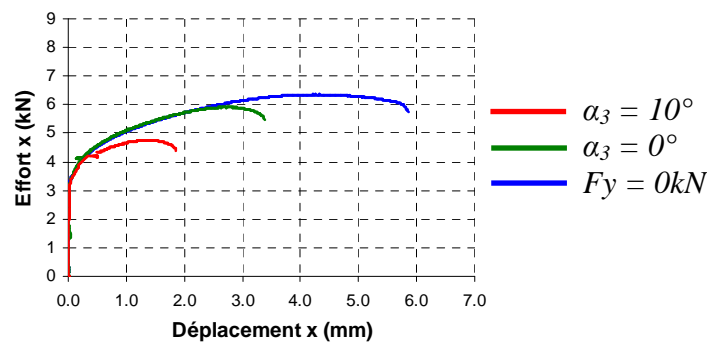


Figure II-14 : Courbes effort suivant l'axe x, déplacement suivant l'axe x pour les différents modes de pilotage

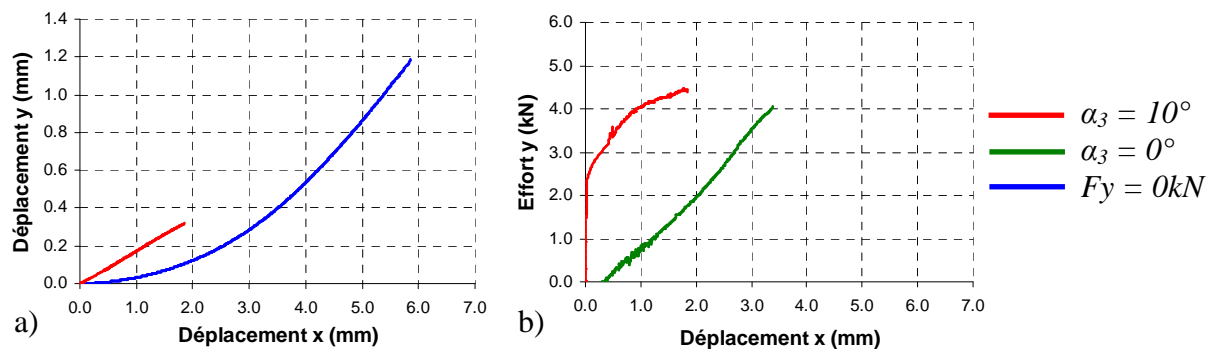


Figure II-15 : a) Courbes déplacement suivant l'axe y, déplacement suivant l'axe x pour les différents modes de pilotage. b) Courbes effort suivant l'axe y, déplacement suivant l'axe x pour les différents modes de pilotage.

II-2-e Essais sur éprouvettes chapeaux

Le dernier type d'essai mis en place est un essai sur éprouvettes chapeaux. Cet essai est inspiré de celui proposé par K. H. Hartmann [Hart 1981]. Son principe est illustré sur la figure II-16 a). Des essais proposés, celui-ci est le seul qui permet d'avoir un état de contrainte de type cisaillement dans l'épaisseur de la tôle.

Deux configurations sont possibles pour le chargement des éprouvettes :

- la configuration (A) montrée par la figure II-16 b) ;
- la configuration (B) montrée par la figure II-16 c).

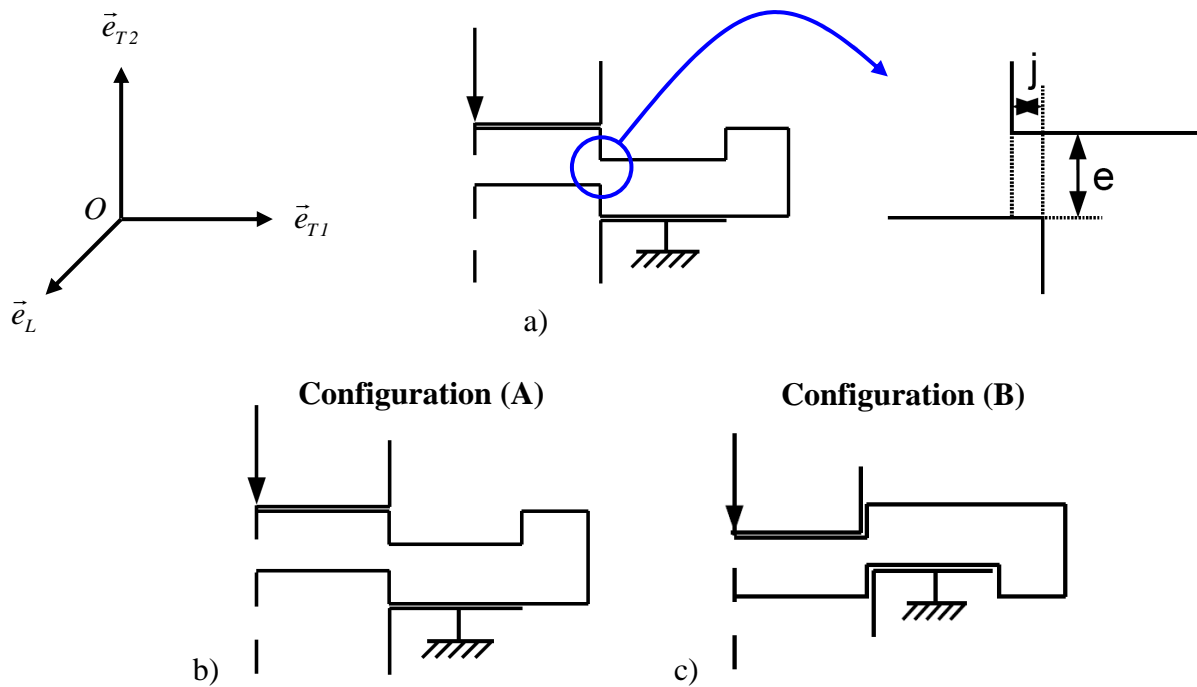


Figure II-16 : a) Principe de l'essai sur éprouvettes chapeaux et détail de la géométrie des éprouvettes. b) Premier mode (A) de sollicitation des éprouvettes. c) Deuxième mode (B) de sollicitation des éprouvettes.

Au cours de ces essais l'angle de Lode est égal à zéro. La triaxialité est dépendante du jeu j .

Pour un premier groupe d'éprouvettes, notées EPR1, une épaisseur égale à $e=0,5mm$ et des jeux $j=\{0,0 ; 0,1 ; 0,2\}mm$ ont été retenus. Ces éprouvettes sont sollicitées selon le mode (A) de manière à obtenir des triaxialités négatives comme le montre la figure II-17 a).

Pour un deuxième groupe d'éprouvettes, notées EPR2, une épaisseur égale à $e=1mm$ et un jeu $j=0,05mm$ ont été retenus. Ces éprouvettes sont sollicitées selon le mode (A) et selon le mode (B) de manière à obtenir des triaxialités positives et négatives comme le montre la figure II-17 b).

(L'évolution de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes a été déterminée par des simulations numériques préliminaires en utilisant un modèle élastoplastique de von Mises et un modèle d'écroutissage puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13.)

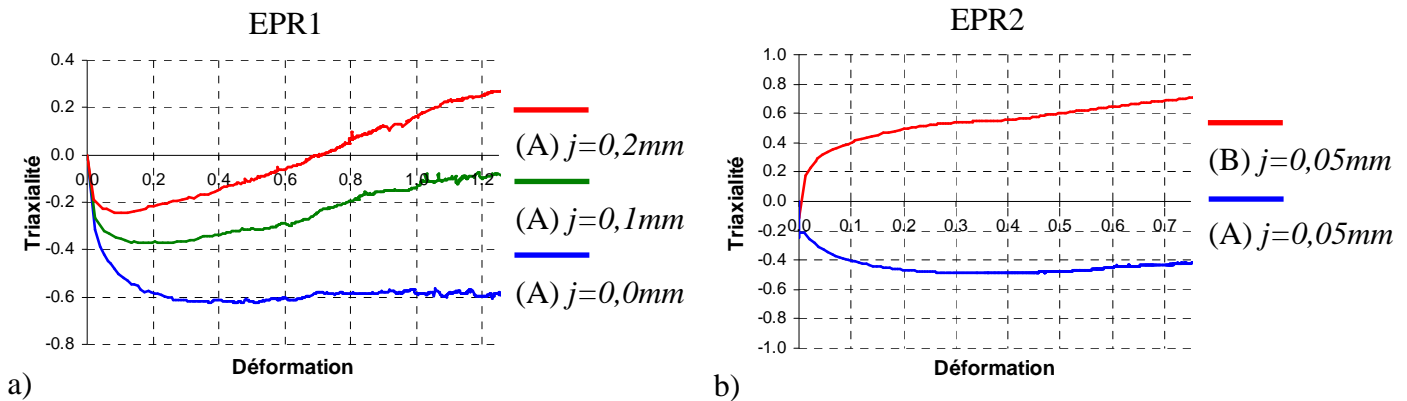


Figure II-17 : Evolution de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes au cours des essais sur éprouvettes chapeaux. a) Eprouvettes EPR1 chargées en configuration (A). b) Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (A) et (B). (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

L'effort en fonction du déplacement a été mesuré au cours des essais. Le dispositif expérimental ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en Annexe A-III.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les jeux mesurés des différentes éprouvettes est limité et inférieur à $0,02mm$. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 5% (inférieur à 7% pour le jeu $j=0,0mm$). L'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5%.

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais sont montrées respectivement sur la figure II-18 a) et II-18 b) pour le premier et pour le deuxième groupe d'éprouvettes.

Dans le cas des essais sur éprouvettes chapeaux, la fin des essais correspond à la rupture des éprouvettes. La rupture intervient de manière brutale avec la séparation des éprouvettes en deux parties et la chute de l'effort vertical à zéro. Pour les cas (A) $j=0,0mm$ et (A) $j=0,05mm$, la fin des essais correspond à « l'écrasement » complet des éprouvettes. Pour ces derniers cas, on n'observe pas la rupture complète des éprouvettes.

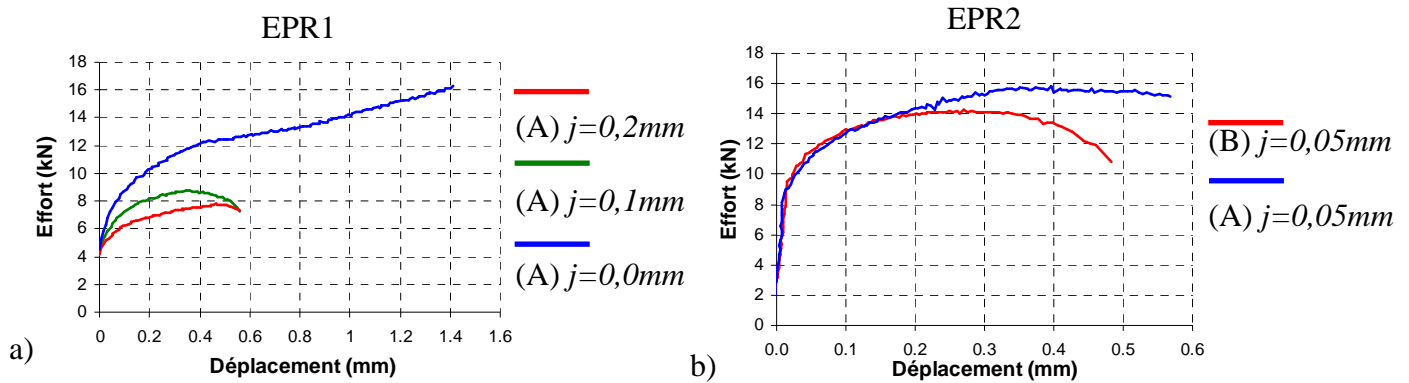


Figure II-18 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur échantillons. a) Échantillons EPR1 chargés en configuration (A). b) Échantillons EPR2 chargés en configuration (A) et (B).

II-2-f Synthèse sur les essais mécaniques

Quatre types d'essais sont présentés :

- des essais de compression ;
- des essais de traction (sur échantillons plats et plats entaillés) ;
- des essais de cisaillement dans le plan de la tôle (essais de double cisaillement et essais sur échantillons à double courbure) ;
- des essais de cisaillement dans l'épaisseur de la tôle (essais sur échantillons chapeaux).

Les essais proposés sont adaptés à l'étude du comportement des matériaux en feuille, dans les cas où l'hypothèse de l'état de contrainte plane ne peut pas être faite. Ils utilisent, à l'exception des essais sur échantillons à double courbure, des moyens d'obtention des échantillons et des moyens d'essais conventionnels. Les principales observables recueillies sont les courbes effort-déplacement, ainsi que des grandeurs caractérisant la géométrie. Les moyens d'essais, les mesures d'efforts, de déplacements et de géométrie des échantillons sont donnés en annexe.

Les vitesses de déplacement des éléments mobiles des machines d'essais ont été choisies égales à $0,01\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ou $0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Ces vitesses ont été choisies de manière à limiter les temps de manipulation tout en assurant la réalisation des essais dans de bonnes conditions de sécurité pour les personnes et les matériels. Les vitesses choisies permettent de respecter l'hypothèse de quasi-statisme dans laquelle s'inscrit ce travail. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre des échantillons est limitée. Elle est comprise entre $0,003\text{s}^{-1}$ et $0,4\text{s}^{-1}$.

D. Sybiril [Sybi 2007] a réalisé des essais de traction sur échantillons plats en acier S420 à différentes vitesses de déformation plastique équivalente ($\dot{\epsilon}_{pl} > 0,003\text{s}^{-1}$; $\dot{\epsilon}_{pl} > 0,03\text{s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon}_{pl} > 0,27\text{s}^{-1}$).

Il ressort de son étude que les propriétés mécaniques du matériau ne montrent pas de sensibilité à la vitesse de déformation plastique équivalente pour des vitesses de sollicitation suffisamment faibles (pas de sensibilité en terme de contrainte d'écoulement et pas de sensibilité en terme de moment de la rupture).

Ainsi, bien que les vitesses de déplacement des parties mobiles des machines d'essais aient été choisies pour des raisons techniques, la vitesse de déformation plastique équivalente résultante est dans tous les cas suffisamment faible pour ne pas biaiser l'interprétation des résultats.

Tous les essais montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, la dispersion des efforts maximaux et des déplacements au moment de la rupture est inférieure à 7%.

Les conditions aux limites dans le cas des essais de cisaillement dans le plan de la tôle sont difficiles à maîtriser [Knoc 2001].

Les essais de traction à cisaillement induit (essais C1) montrent une bonne répétabilité. Cependant, il semble que les moyens de solidarisation des mors à la machine de traction ne se comportent pas comme des encastremements. Les liaisons entre les mors et la machine de traction semblent se comporter comme des rotules. Ainsi, un mouvement de translation pur ne peut pas être garanti pour les extrémités des éprouvettes C1. Par ailleurs, l'analyse de l'état de contrainte au cours de cet essai (figure II-7) montre que le mode de sollicitation s'éloigne du cisaillement pur limitant ainsi son intérêt. Cet essai réalisé au début du travail de thèse est utilisé pour l'identification des paramètres du modèle de Lemaitre (section III-4-a). Par principe de précaution cet essai ne sera plus considéré par la suite.

Dans le cas des essais de double cisaillement, la cinématique des parties massives des éprouvettes est complexe. Ainsi la cinématique réelle est caractérisée par des mesures de déplacement par corrélation d'images (Annexe A-IV-1). Les champs de vitesses mesurées sont alors utilisés pour l'analyse des résultats et pour appliquer aux modèles de simulation des conditions aux limites représentatives.

Dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure, la machine d'essais à deux actionneurs montre une forte rigidité [Mohr 2008]. C'est donc la cinématique théorique qui est utilisée.

Ces essais ont pour premier objectif, de permettre l'observation de la rupture pour des sollicitations à faible angle de Lode, sur un domaine étendu de triaxialité. Ils constituent une base de données pour construire la surface représentative de la déformation à la rupture en fonction de l'angle de Lode et de la triaxialité.

Ils sont aussi porteurs d'informations sur la plasticité, l'endommagement et l'anisotropie. La première exploitation de ces essais concerne l'identification des paramètres des modèles de comportement. Ce travail d'identification est présenté dans la section suivante.

II-3 Identification des paramètres des modèles de comportement

Dans cette partie, nous présenterons d'abord rapidement la méthodologie d'identification par analyse inverse mise en place dans le cadre de la thèse. Nous aborderons ensuite l'identification des paramètres du critère de Hill 1948, avant de finir avec l'identification des paramètres du modèle d'érouissage.

II-3-a Méthode d'identification

La simulation chaînée de la mise en forme, puis de la sollicitation mécanique des pièces semi-découpées obtenues, constitue un problème direct. Il s'agit d'un problème constitué d'un modèle qui prend, en entrée, un ensemble de paramètres et permet, en sortie, le calcul d'une solution unique comme l'illustre la figure II-19. La validité des paramètres d'entrée conditionne la validité de la solution. Ils doivent faire l'objet d'une méthodologie d'identification appropriée. C'est le cas, en particulier, des paramètres des modèles de comportement présentés dans le chapitre I.



Figure II-19 : Problème direct.

La méthodologie d'identification des paramètres des modèles de comportement est basée sur l'analyse inverse d'essais mécaniques. Dans le cas d'un problème inverse, la solution est connue et l'on cherche à identifier les paramètres d'entrée. La solution est ici une grandeur mesurée expérimentalement et les paramètres d'entrée sont les paramètres des modèles de comportement. En général il s'agit de problèmes mal posés. L'existence d'une solution unique et la continuité de la solution pour l'ensemble des résultats ne sont pas garanties. Le problème inverse se ramène alors à un problème de minimisation d'une fonction coût, qui représente la différence entre une ou des grandeurs mesurées expérimentalement (observables expérimentales) et la ou les grandeurs correspondantes calculées par le modèle direct (observables numériques). Pour chaque observable on peut construire une fonction coût S_j , comme étant la moyenne quadratique des différences entre les observables expérimentales u_{ij}^{exp} et les observables numériques u_{ij}^{num} , comme le montre la formule II-5. On peut ensuite construire une fonction coût globale S , comme étant la somme des fonctions coûts construites pour chaque observable, comme le montre la formule II-6.

$$s_j(x) = \left(\frac{\sum_{i=1}^m (u_{ij}^{num}(x) - u_{ij}^{exp})^2}{\sum_{i=1}^m (u_{ij}^{exp})^2} \right) \quad (\text{II-5})$$

$$S(x) = \left(\sum_{j=1}^n s_j(x) \right) \quad (\text{II-6})$$

Les problèmes de minimisation obtenus peuvent être résolus en utilisant le logiciel MOOPI (MODular software dedicated to Optimization and Parameters Identification) développé au laboratoire dans le cadre de la thèse d'E. Roux [Roux 2011].

MOOPI est un logiciel dédié à la résolution de problèmes de minimisation pour lesquels l'évaluation de la fonction coût demande des ressources importantes en moyens et en temps de calcul. Ce logiciel est basé sur l'utilisation d'algorithmes à stratégie d'évolution et d'un méta modèle par krigeage.

Les algorithmes de minimisation à stratégie d'évolution s'inspirent de la théorie de l'évolution du naturaliste C. Darwin. La méthode générale est décrite ci-après.

Un ensemble initial de jeux de paramètres est choisi de manière aléatoire dans le domaine d'optimisation (initialisation de la population). Pour chaque jeu de paramètres, la fonction coût est évaluée (évaluation de la population). Un nouveau jeu de paramètres est généré en utilisant les opérateurs génétiques de sélection, de croisement et de mutation :

- la sélection est le choix des individus les plus performants destinés au croisement ;
- le croisement est l'obtention de nouveaux individus par combinaison des individus sélectionnés ;
- la mutation est la modification d'individus.

Cette opération de mutation permet l'exploration de l'espace des paramètres. Le nouveau jeu de paramètres est évalué, puis le processus est répété de manière itérative.

Les algorithmes à stratégie d'évolution offrent une très grande robustesse. Ils permettent de calculer le minimum global de fonctions multi extrema non continues et mal connues. Contrairement aux méthodes de type gradient, les algorithmes à stratégie d'évolution ne sont pas piégés dans des minima locaux, grâce à l'opérateur de mutation. Ces algorithmes demandent cependant un grand nombre d'évaluations de la fonction coût, leur efficacité est améliorée par l'utilisation de méta modèles.

Un méta modèle est un modèle mathématique qui cherche à approximer la fonction coût en tout point de l'espace des paramètres. Il est construit sur un ensemble de points où la fonction coût a été évaluée de manière précise (points maîtres). Le méta modèle permet d'estimer la fonction coût, ainsi que la probabilité que cette estimation soit vraie. Il est construit suivant un processus itératif selon lequel de nouveaux points maîtres sont ajoutés de manière à améliorer l'approximation. Le principe de fonctionnement du logiciel MOOPI est illustré sur la figure II-20.

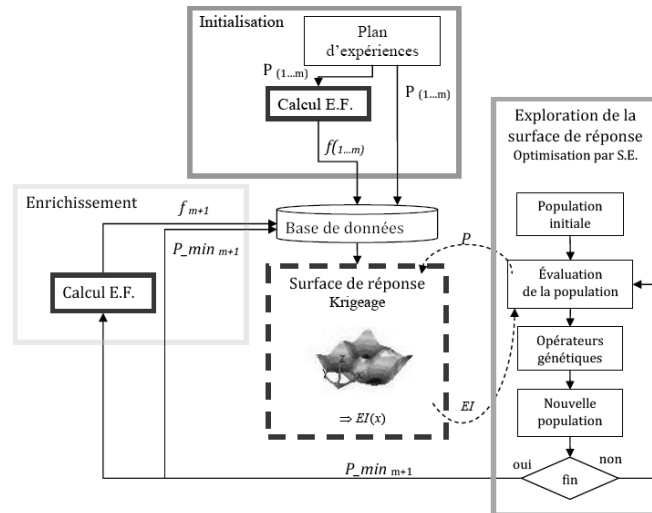


Figure II-20 : Logiciel MOOPI (d'après E. Roux [Roux 2011]).

La méthodologie d'identification des paramètres des modèles de comportement se fait en trois étapes. La première étape consiste en la réalisation d'essais mécaniques reproduisant le phénomène physique que l'on cherche à modéliser. Au cours des essais, des grandeurs mesurables et sensibles au phénomène sont enregistrées.

La deuxième étape est la mise en place d'un modèle direct, c'est-à-dire la mise en place de modèles mathématiques et numériques permettant d'obtenir par le calcul, les grandeurs obtenues par la mesure (logiciel de simulation).

La troisième étape est la construction et la résolution du problème inverse. La construction du problème inverse conduit à la mise en place, puis à la résolution, d'un problème de minimisation. Dans ce cas le logiciel MOOPI est utilisé comme l'illustre la figure II-21. La fonction coût S permet d'évaluer la proximité entre les observables numériques et les observables expérimentales. Elle doit être construite de manière à favoriser la convergence de l'algorithme de minimisation. On considère que le jeu de paramètres identifiés est satisfaisant lorsque la fonction coût atteint une valeur suffisamment petite F_{clim} .

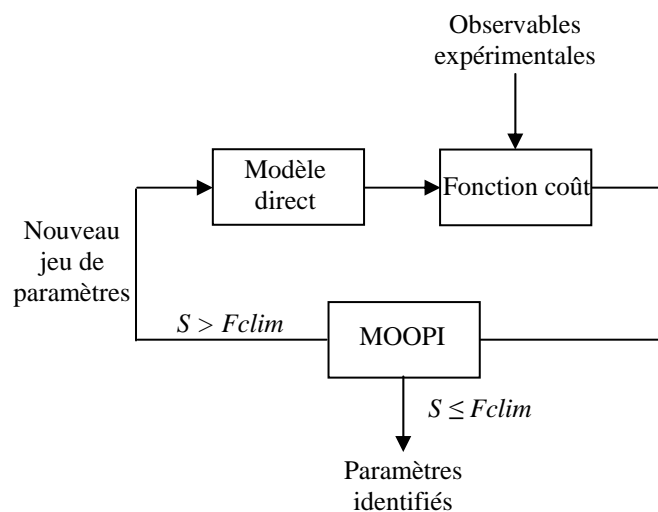


Figure II-21 : Principe de la résolution du problème inverse avec MOOPI.

Pour plus de détails sur le logiciel MOOPI et les algorithmes de minimisation utilisés, le lecteur peut se référer à la thèse d'E. Roux [Roux 2011].

Lorsqu'un modèle direct nécessite de faire appel à la méthode des éléments finis, le logiciel Forge[®] est utilisé. Les caractéristiques générales de ce logiciel sont présentées en I-2-b. Les spécificités de la formulation éléments finis implémentée dans Forge[®] sont détaillées en V-2-a.

Les conditions aux limites et les modèles géométriques des éprouvettes des essais mécaniques ont été choisis de sorte qu'ils soient représentatifs de la réalité. Les paramètres numériques, comme la taille de maille, ont été choisis de façon à assurer au minimum la convergence des résultats en terme d'efforts résultants et de champs au centre des éprouvettes.

II-3-b Identification des paramètres du critère de Hill.

Le critère de Hill, rappelé par la formule II-7, caractérise l'anisotropie plastique du matériau. Le tenseur des contraintes est exprimé dans le repère matériel défini sur la figure II-1. Six paramètres, F , G , H , L , M et N doivent être identifiés.

$$\sigma_e(\bar{\sigma}) = \left(F(\sigma_{T1T1} - \sigma_{T2T2})^2 + G(\sigma_{T2T2} - \sigma_{LL})^2 + H(\sigma_{LL} - \sigma_{T1T1})^2 + 2L\sigma_{T1T2}^2 + 2M\sigma_{T2L}^2 + 2N\sigma_{LT1}^2 \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{II-7})$$

La signification physique de ces paramètres est explicitée par les formules II-8 à II-13 qui les relient aux contraintes d'écoulement en traction et en cisaillement.

$$\sigma_{0LL} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{G+H}} \quad \sigma_{0T1T1} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{F+H}} \quad \sigma_{0T2T2} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{F+G}} \quad (\text{II-8}), (\text{II-9}), (\text{II-10})$$

$$\sigma_{0T1T2} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{2L}} \quad \sigma_{0T2L} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{2M}} \quad \sigma_{0LT1} = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{2N}} \quad (\text{II-11}), (\text{II-12}), (\text{II-13})$$

Trois types d'essais mécaniques seront utilisés pour l'identification des paramètres : les essais de traction et de double cisaillement qui permettent de solliciter la tôle en traction et en cisaillement dans le plan $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T1})$; les essais sur éprouvettes chapeaux qui permettent de solliciter la tôle en cisaillement dans les plans $(O, \vec{e}_{T1}, \vec{e}_{T2})$ et $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T2})$.

Avant l'apparition de la striction, l'essai de traction peut être considéré comme homogène. On peut exprimer la contrainte d'écoulement σ_0 et les coefficients de Lankford r en fonction de l'angle α_1 défini sur la figure II-6. L'expression de la contrainte d'écoulement σ_0 et celle des coefficients de Lankford r sont données par les formules II-14 et II-15 respectivement.

$$\sigma_0(\alpha_1) = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{F \sin^4 \alpha_1 + G \cos^4 \alpha_1 + H(\cos^2 \alpha_1 - \sin^2 \alpha_1) + 2N \sin^2 \alpha_1 \cos^2 \alpha_1}} \quad (\text{II-14})$$

$$r(\alpha_1) = \frac{d\varepsilon_{22}}{d\varepsilon_{33}} = \frac{H + (2N - F - G - 4H) \sin^2 \alpha_1 \cos^2 \alpha_1}{F \sin^2 \alpha_1 + G \cos^2 \alpha_1} \quad (\text{II-15})$$

Les essais de traction présentés en section II-2-c permettent de connaître ces deux grandeurs notées $\sigma_{0\text{exp}}$, $\sigma_{45\text{exp}}$, $\sigma_{90\text{exp}}$ et $r_{0\text{exp}}$, $r_{45\text{exp}}$, $r_{90\text{exp}}$ pour $\alpha_1 = \{0; 45; 90\}^\circ$. Leur expression analytique, déduite des formules II-14 et II-15, est donnée par les formules II-16 à II-21.

Ces six équations permettent de déterminer les paramètres F , G , H et N qui caractérisent l'anisotropie dans le plan $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T1})$.

$$\sigma_0(0) = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{G+H}} = \sigma_{0\text{exp}}, \quad r(0) = \frac{H}{G} = r_{0\text{exp}} \quad (\text{II-16}), (\text{II-17})$$

$$\sigma_0(45) = \frac{2\sigma_{0LL}}{\sqrt{F+G+2N}} = \sigma_{45\text{exp}}, \quad r(45) = \frac{N}{F+G} - \frac{1}{2} = r_{45\text{exp}} \quad (\text{II-18}), (\text{II-19})$$

$$\sigma_0(90) = \frac{\sigma_{0LL}}{\sqrt{F+H}} = \sigma_{90\text{exp}}, \quad r(90) = \frac{H}{F} = r_{90\text{exp}} \quad (\text{II-20}), (\text{II-21})$$

Il s'agit d'un problème surdéterminé. Plusieurs possibilités sont offertes. La première consiste en la sélection de quatre équations parmi les six, puis en la résolution du système obtenu. En général, soit on privilégie les limites élastiques en choisissant les équations II-16 ; II-18 ; II-20 et II-17, soit on privilégie les déformations en choisissant les équations II-17, II-19, II-21 et II-16. Une autre possibilité est de construire un problème de minimisation avec la fonction coût donnée par l'équation II-22. Dans ce dernier cas l'erreur est répartie sur toutes les observables.

$$S = \frac{(\sigma_0(0) - \sigma_{0\text{exp}})^2}{\sigma_{0\text{exp}}} + \frac{(\sigma_0(45) - \sigma_{45\text{exp}})^2}{\sigma_{45\text{exp}}} + \frac{(\sigma_0(90) - \sigma_{90\text{exp}})^2}{\sigma_{90\text{exp}}} + \frac{(r(0) - r_{0\text{exp}})^2}{r_{0\text{exp}}} + \frac{(r(45) - r_{45\text{exp}})^2}{r_{45\text{exp}}} + \frac{(r(90) - r_{90\text{exp}})^2}{r_{90\text{exp}}} \quad (\text{II-22})$$

Les paramètres identifiés par ces trois méthodes sont reportés dans le tableau II-5. Les limites élastiques et les coefficients de Lankford déterminés avec le critère de Hill 1948 paramétré par les trois jeux de coefficients sont reportés dans le tableau II-6 et sur la figure II-22.

Coefficients	F	G	H	N
Contraintes	0,5	0,59	0,41	1,36
Déformations	0,46	0,59	0,41	1,70
Contraintes+Déformations	0,40	0,55	0,40	1,60

Tableau II-5 : Paramètres F , G , H et N du critère de Hill 1948 identifiés suivant les 3 méthodes de détermination.

Angle α_1 ($^\circ$)	Limites élastiques (MPa)			Coefficient de Lankford		
	0	45	90	0	45	90
Expérimentales	452	463	474	0,7	1,13	0,9
Contraintes	452	463	474	0,7	0,75	0,82
Déformations	452	428	484	0,7	1,13	0,9
Contraintes+Déformations	463	442	492	0,72	1,10	0,9

Tableau II-6 : Limites élastiques et coefficients de Lankford déterminés avec le critère de Hill 1948 suivant les 3 méthodes d'identification.

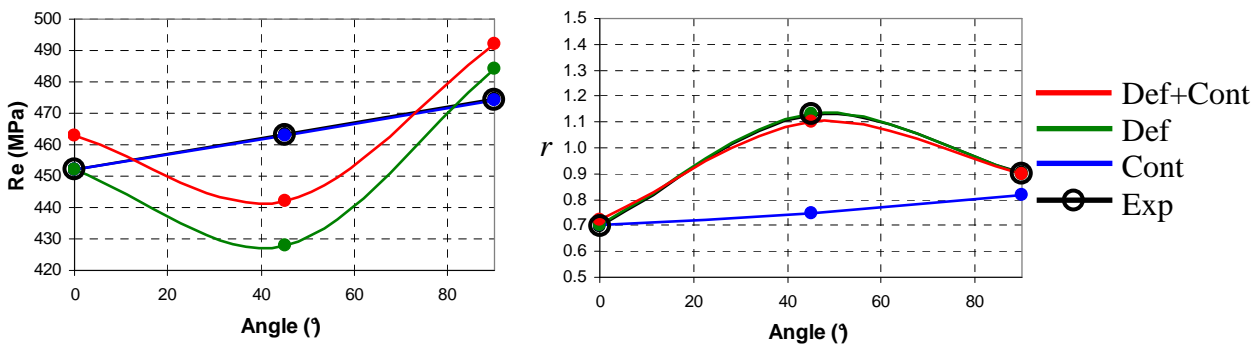


Figure II-22 : Limites élastiques et coefficients de Lankford expérimentaux et déterminés avec le critère de Hill 1948.

Les paramètres L et M ne peuvent pas être identifiés, comme le paramètre N , par analyse des essais de traction. Ces paramètres sont directement liés aux contraintes d'écoulement en cisaillement dans les plans $(O, \vec{e}_{T1}, \vec{e}_{T2})$ et $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T2})$, comme le montrent les formules II-11 et II-12. Il a donc été choisi de les identifier par analyse inverse des essais sur éprouvettes chapeaux EPR2 chargées en configuration (B) (voir figure II-16 c)).

Le modèle éléments finis utilisé pour l'analyse inverse est présenté sur la figure II-23. La taille de maille est fixée localement à $0,05mm$. La géométrie de l'éprouvette est celle du plan de la figure A-III-2 d) de l'annexe A-III. L'épaisseur e est prise égale à $e=1,06mm$ de sorte qu'elle soit conforme aux épaisseurs mesurées (tableau A-III-2 de l'annexe A-III). Le problème comporte deux plans de symétrie, ainsi seul un quart de l'éprouvette est modélisé. Le matériau est modélisé par un modèle élastoplastique utilisant le critère de Hill 1948, dont les paramètres sont ceux du tableau II-5 (Déformation) et une loi d'écrouissage puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-14. La fonction coût est construite sur la comparaison entre la courbe effort-déplacement issue de l'expérience et celles issues du calcul.

Les éprouvettes ayant une forme de révolution, les paramètres L et M ne peuvent pas être identifiés de manière indépendante. Il est posé $L=M$. Les paramètres L et M sont identifiés égaux à $1,72$. La courbe effort-déplacement correspondante est montrée sur la figure II-24.

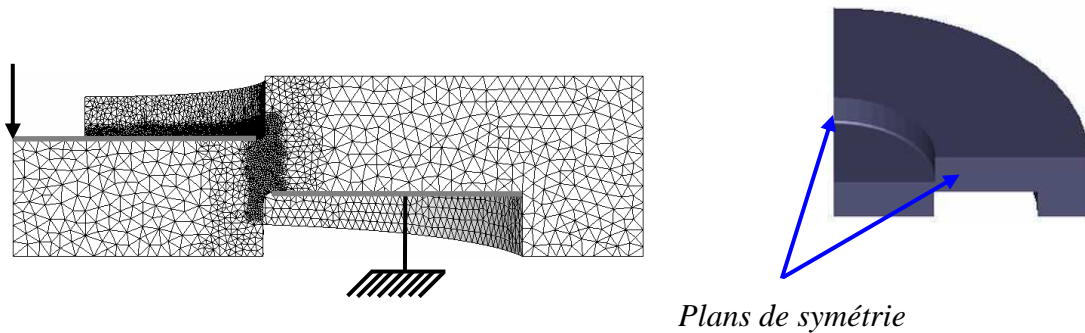


Figure II-23 : Modèle éléments finis de l'essai sur éprouvette chapeau (Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (B)).

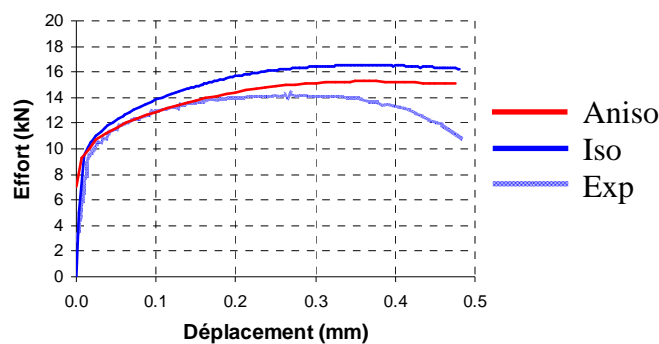


Figure II-24 : Courbe effort-déplacement correspondant à un essai sur éprouvette chapeau (Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (B)). Résultats expérimentaux et résultats de simulation utilisant le critère de Hill 1948 et le critère de von Mises.

Il ressort du travail sur l'identification des paramètres du critère de Hill 1948, qu'un jeu de paramètres unique, satisfaisant l'ensemble des observations expérimentales, ne peut pas être trouvé. Les géométries choisies pour les éprouvettes de double cisaillement et pour les éprouvettes chapeaux ne permettent pas d'analyser les essais de manière analytique. On ne peut donc pas déterminer la forme de la surface de charge. Cependant, à la vue de la littérature, on peut faire l'hypothèse qu'un critère de plasticité plus avancé comme le critère de Hill 1948 en formulation non associée [Mohr 2010] ou le critère de Bron et Besson [Dall 2007] permettrait une meilleure modélisation de l'écoulement du matériau.

II-3-c Identification des paramètres des modèles d'écrouissage.

Deux modèles sont envisagés pour modéliser le phénomène d'écrouissage. Ce sont les modèles d'écrouissage isotrope puissance et linéaire puissance donnés respectivement par les formules I-37 et I-38. Deux méthodes sont utilisées pour l'identification de leurs paramètres. La première est basée sur l'exploitation des solutions analytiques disponibles pour l'analyse des essais de traction. La seconde méthode est basée sur l'analyse inverse des essais de compression, de traction et de cisaillement.

Avant l'apparition de la striction, on peut considérer l'essai de traction comme homogène. On peut directement déduire des observables macroscopiques, que sont l'effort $\|\vec{F}\|$ et le déplacement d_{ep} , la contrainte d'écoulement σ_0 et la déformation plastique équivalente ε_{pl} données par les formules II-23 et II-24 respectivement. Les valeurs des paramètres b_0 , e_0 et l_0 sont données dans le tableau II-3. Les courbes contrainte-déformation sont montrées sur la figure II-25.

$$\sigma_{11} = \frac{\|\vec{F}\|}{b_0 e_0} \left(\frac{l_0 + d_{ep}}{l_0} \right) = \sigma_0 \quad (\text{II-23})$$

$$\varepsilon_{11} = \ln \left(\frac{l_0 + d_{ep}}{l_0} \right) = \varepsilon_{pl} \quad (\text{II-24})$$

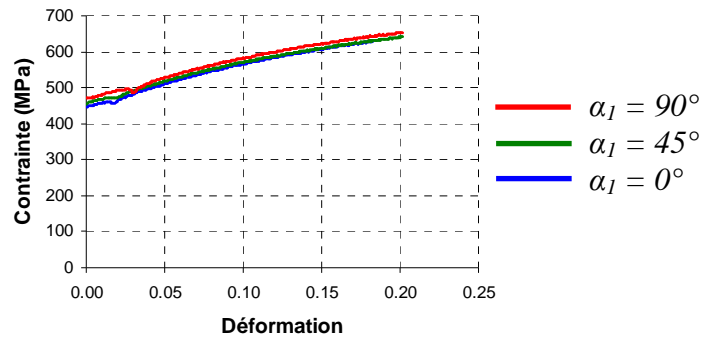


Figure II-25 : Courbes contrainte-déformation correspondant aux essais de traction.

Le modèle d'érouissage puissance peut être exprimé en utilisant la fonction logarithme comme le montre la formule II-25.

$$\ln(\sigma_0) = \ln(\sqrt{3}K_p) + n_p \ln(\varepsilon_0 + \varepsilon_{pl}) \quad (\text{II-25})$$

En posant $Y = AX + B$ avec $Y = \ln(\sigma_0)$ et $X = \ln(\varepsilon_0 + \varepsilon_{pl})$, on peut identifier les coefficients A et B par régression linéaire puis en déduire les paramètres K_p , ε_0 et n_p .

Les paramètres K_p , ε_0 et n_p identifiés de manière analytique sont donnés dans le tableau II-7 avec le coefficient de corrélation ρ_c .

K_p (MPa)	ε_0	n_p	P_c
543	0,072	0,29	0,997

Tableau II-7 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (identification analytique sur essai de traction $\alpha_I=0^\circ$).

De même, le modèle d'érouissage linéaire puissance peut être exprimé en utilisant la fonction logarithme comme le montre la formule II-26.

$$\ln(\sigma_0 - \sqrt{3}K_l) = \ln(a) + n_l \ln(\varepsilon_{pl}) \quad (\text{II-26})$$

En posant $Y = AX + B$ avec $Y = \ln(\sigma_0 - \sqrt{3}K_l)$, $X = \ln(\varepsilon_{pl})$, on peut identifier les coefficients A et B par régression linéaire puis en déduire les paramètres K_l , a et n_l .

Les paramètres K_l , a et n_l identifiés de manière analytique sont donnés dans le tableau II-8 avec le coefficient de corrélation ρ_c .

K_l (MPa)	a	n_l	ρ_c
257	2,4	0,97	0,983

Tableau II-8 : Paramètres du modèle d'érouissage linéaire puissance (identification analytique sur essai de traction $\alpha_I = 0^\circ$).

Pour les deux modèles, le coefficient de corrélation est proche de un. Cependant le coefficient de corrélation pour le modèle puissance est le plus grand, on considère donc ce modèle comme optimal. Pour chaque angle α_I , les paramètres du modèle peuvent être identifiés. Ils sont reportés dans le tableau II-9. Les courbes contrainte-déformation correspondantes sont montrées sur la figure II-26.

Angle α_I ($^\circ$)	K_p (MPa)	ε_0	n_p
0	543	0,072	0,29
45	524	0,069	0,26
90	545	0,084	0,29

Tableau II-9 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (identification analytique sur essais de traction).

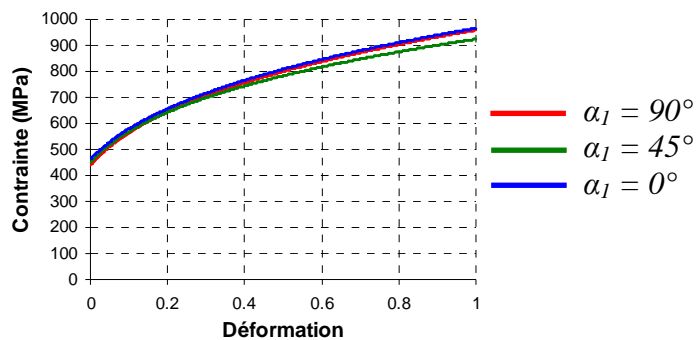


Figure II-26 : Courbes contrainte-déformation correspondant aux paramètres du tableau II-9.

Si l'identification analytique des paramètres des modèles d'érouissage est juste d'un point de vue formel, elle peut ne pas être optimale du point de vue de la physique du problème. En effet, l'identification se base sur une zone restreinte en déformation, limitée ici à $\varepsilon_{pl} \in [0 ; 0,2]$, l'hypothèse d'homogénéité n'étant plus valide lorsque la striction apparaît.

Les paramètres du modèle d'érouissage peuvent aussi être identifiés par analyse inverse des essais de compression, de traction et de cisaillement. Dans les trois cas, il est fait appel à un calcul par éléments finis. Le comportement du matériau est modélisé par un modèle élastoplastique de von Mises utilisant le modèle d'érouissage isotrope puissance.

L'essai de compression présenté en II-2-c ne peut pas être considéré comme homogène. Les frottements entre les tas et l'éprouvette conduisent à la modification de la géométrie de cette dernière, qui n'est alors plus parallélépipédique avec l'apparition d'un bombé. La modélisation de cet essai doit utiliser un calcul par éléments finis. Le frottement est modélisé par un modèle de Coulomb limité Tresca. L'expression de la contrainte tangentielle de frottement τ , donnée par ce modèle en fonction de la contrainte normale σ_n , est rappelée par la formule II-27 et illustrée par la figure II-27. Ce modèle comporte deux paramètres μ et m_t qui doivent être identifiés.

$$\tau = \begin{cases} \mu \sigma_n & \text{si } \mu \sigma_n < m_t \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \\ m_t \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} & \text{si } \mu \sigma_n \geq m_t \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \end{cases} \quad (\text{II-27})$$

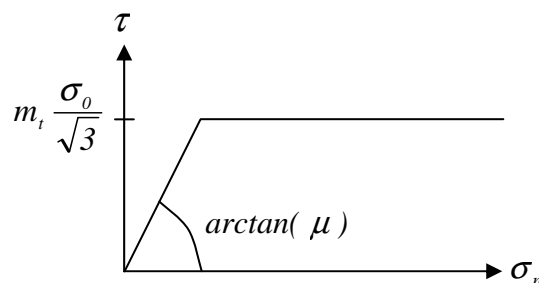


Figure II-27 : Modèle de frottement de Coulomb limité Tresca.

Le modèle éléments finis utilisé pour l'analyse inverse est présenté sur la figure II-28. La taille de maille est fixée à $0,1mm$. La géométrie de l'éprouvette est prise équivalente à l'éprouvette 5 du tableau A-I-1 de l'annexe A-I. Le problème comporte deux plans de symétrie, ainsi seul un quart de l'éprouvette est modélisé. La fonction coût est construite sur la comparaison entre les courbes effort-déplacement ainsi que sur la comparaison entre les dimensions après écrasement issues de l'expérience et issues du calcul. En plus des paramètres K_p , ε_0 et n_p , les paramètres μ et m_t doivent être identifiés. Les paramètres identifiés sont donnés dans les tableaux II-10 et II-11.

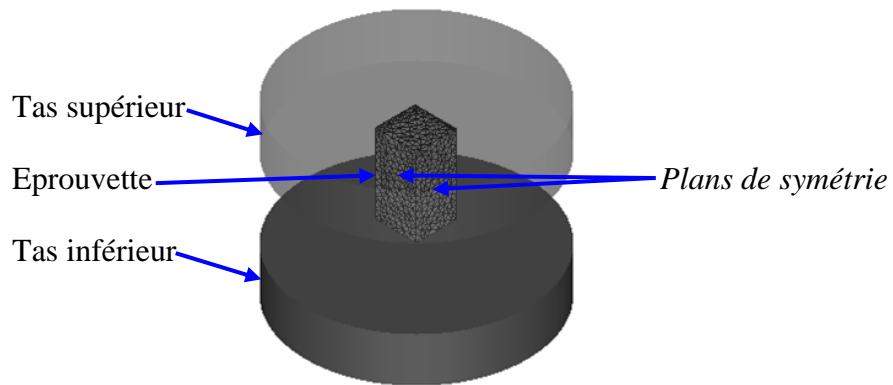


Figure II-28 : Modèle éléments finis de l'essai de compression.

m_t	μ
0,25	0,125

Tableau II-10 : Paramètres du modèle de frottement de Coulomb limité Tresca (analyse inverse sur essai de compression).

K_p (MPa)	ε_0	n_p
490	0,034	0,19

Tableau II-11 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (analyse inverse sur essai de compression).

La courbe effort-déplacement correspondante est montrée sur la figure II-29 a). La géométrie de l'éprouvette avant et après écrasement est montrée sur la figure II-29 b). Le rapport des longueurs $\Delta e/e_0$ est donné dans le tableau II-12.

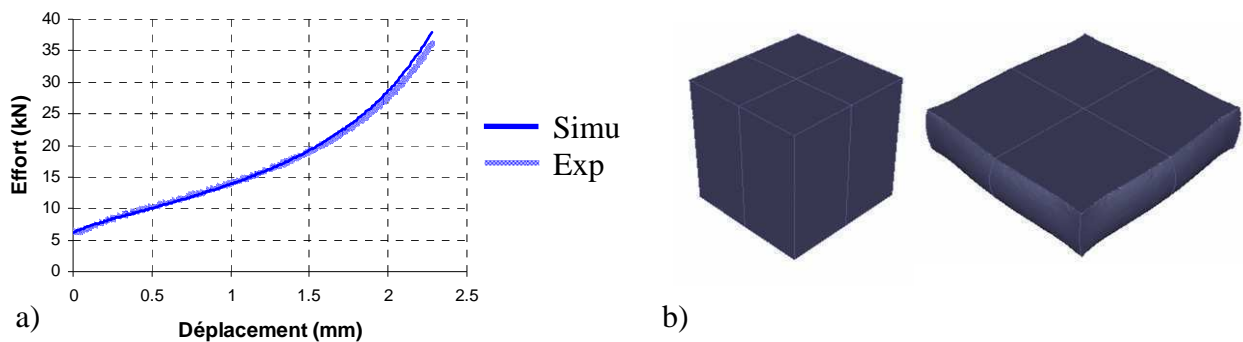


Figure II-29 : Essai de compression : a) courbes effort-déplacement expérimentale et issue du calcul ; b) géométrie des éprouvettes avant et après écrasement.

	$\Delta e_L/e_{L0}$	$\Delta e_{T1}/e_{T10}$	$\Delta e_{T2}/e_{T20}$
<i>Expérimental</i>	0,76	0,80	-0,65
<i>Simulation</i>	0,78	0,76	-0,65

Tableau II-12 : Dimension des éprouvettes de compression expérimentale et issue du calcul. (Les dimensions e_{L0} et e_{T10} de l'éprouvette n'étant pas égales, les grandeurs $\Delta e_L/e_{L0}$ et $\Delta e_{T1}/e_{T10}$ sont différentes (voir annexe A-I).)

Après l'apparition de la striction, l'essai de traction, ne peut plus être considéré comme homogène. Le modèle éléments finis utilisé pour l'analyse inverse est présenté sur la figure II-30. Le problème comporte trois plans de symétrie, ainsi seul un huitième de l'éprouvette est modélisé. La taille de maille est fixée localement à $0,1mm$. La géométrie de l'éprouvette est celle du plan de la figure A-II-1 a) de l'annexe A-II. La fonction coût est construite sur la comparaison entre la courbe effort-déplacement issue de l'expérience et celle issue du calcul. Les paramètres identifiés sont donnés dans les tableaux II-13 et II-14.

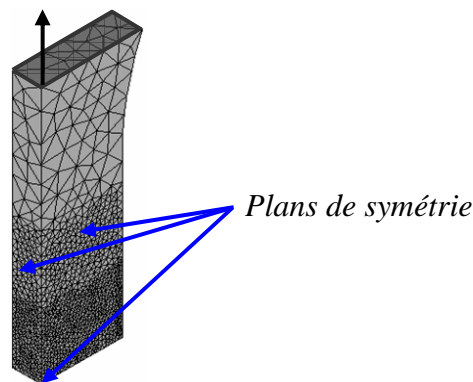


Figure II-30 : Modèle éléments finis de l'essai de traction T0.

K_p (MPa)	ϵ_0	n_p
505	0,050	0,23

Tableau II-13 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (analyse inverse sur essai de traction T0).

La courbe effort-déplacement correspondante est montrée sur la figure II-31. On se rend compte que le modèle d'érouissage choisi, ainsi que les paramètres identifiés, permettent une excellente corrélation vis-à-vis de la courbe expérimentale, en particulier dans la partie décroissante en fin d'essai. Dans ce cas, l'endommagement n'étant pas pris en compte dans le calcul, la décroissance de la courbe d'effort est due exclusivement à la striction de l'éprouvette.

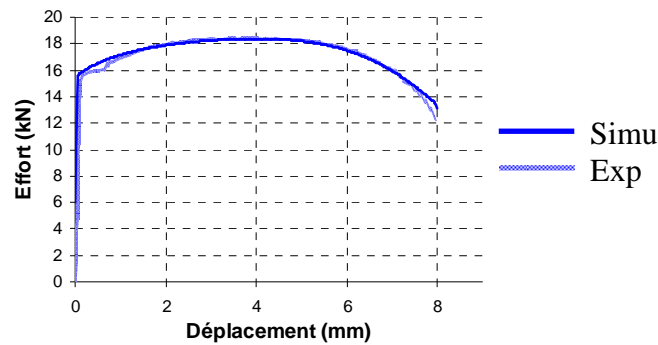


Figure II-31 : Essai de traction T0 : courbes effort-déplacement expérimentale et issue du calcul.

Le dernier essai considéré pour l'identification des paramètres du modèle d'érouissage est l'essai de cisaillement par sollicitation d'éprouvettes chapeaux EPR2 chargées en configuration (B) (voir figure II-16 c)). Le modèle éléments finis utilisé pour l'analyse inverse est présenté sur la figure II-32. Le problème a une symétrie de révolution, ainsi il est modélisé en 2D axisymétrique. La taille de maille est fixée localement à $0,015\text{mm}$. La géométrie de l'éprouvette est celle du plan de la figure A-III-2 d) de l'annexe A-III. L'épaisseur e est prise égale à $e=1,06\text{mm}$ de sorte qu'elle soit conforme aux épaisseurs mesurées (tableau A-III-2 de l'annexe A-III). Le frottement entre les outils et l'éprouvette est modélisé par un modèle de Coulomb limité Tresca dont les paramètres sont ceux du tableau II-10.

La fonction coût est construite sur la comparaison entre la courbe effort-déplacement issue de l'expérience et celle issue du calcul. Les paramètres identifiés sont donnés dans le tableau II-14.

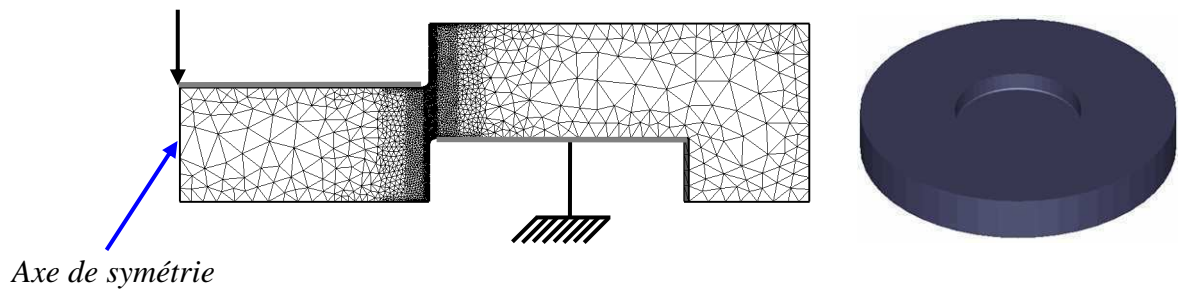


Figure II-32 : Modèle éléments finis de l'essai sur éprouvette chapeau (Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (B)).

K_p (MPa)	ε_0	n_p
423	0,042	0,16

Tableau II-14 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (analyse inverse sur essai sur éprouvette chapeau (Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (B))).

La courbe effort-déplacement correspondante est montrée sur la figure II-33.

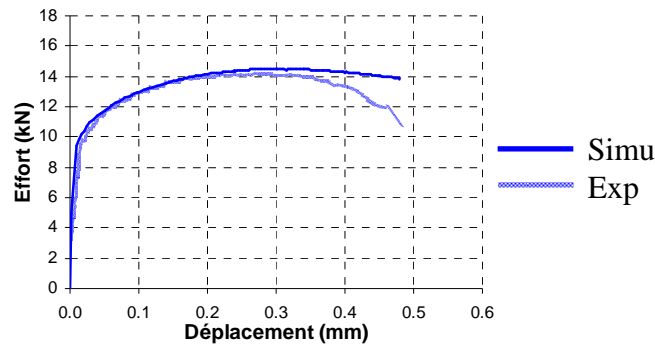


Figure II-33 : Essais sur éprouvette chapeau (Eprouvettes EPR2 chargées en configuration (B)) : courbes effort-déplacement expérimentale et issue du calcul.

Sur la figure de synthèse II-34, les courbes contrainte-déformation obtenues par analyse inverse des essais de compression, traction et cisaillement sont représentées. Est aussi représentée sur cette figure la courbe contrainte-déformation obtenue par C. Moussa [Mous 2011] par analyse inverse d'un essai d'indentation contrôlée.

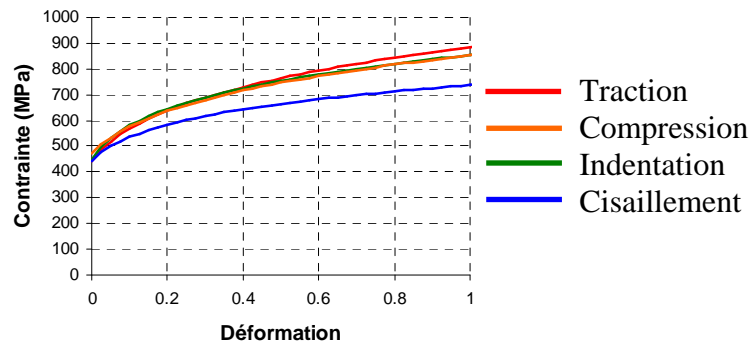


Figure II-34 : Courbes contrainte-déformation calculées avec les jeux de paramètres des tableaux II-11 ; II-13 et II-14 obtenus par analyse inverse d'essais de compression, traction et cisaillement. Courbe contrainte déformation obtenue par C. Moussa [Mous 2011] par analyse inverse d'un essai d'indentation contrôlé.

Les paramètres de la loi d'écoulement obtenus, par analyse inverse de l'essai de compression, semblent validés par la comparaison des courbes contrainte-déformation obtenues pour le même matériau, par analyse inverse d'un essai d'indentation contrôlée [Mous 2011].

Les paramètres obtenus par analyse inverse de l'essai de compression et de l'essai de traction sont proches. Cependant, les paramètres obtenus par analyse inverse de l'essai de cisaillement semblent se détacher. Cette observation est due, en partie, à l'effet de l'anisotropie comme le montrent les différents paramètres obtenus pour les essais de traction sur éprouvettes plates, pour différentes directions. On peut se poser aussi la question de l'influence du type de sollicitation sur l'évolution de la contrainte d'écoulement.

Cette tendance a été observée pour des aluminiums [Wilk 1980], [Bai 2008b]. Il convient cependant de rester prudent quant à l'extension de ces observations pour les aciers.

II-3-d Synthèse sur le comportement

Il ressort des paragraphes précédents, que pour un même modèle, plusieurs jeux de paramètres peuvent être identifiés en fonction des essais considérés. C'est le cas en particulier pour l'identification des paramètres du critère de Hill 1948 et pour l'identification des paramètres du modèle d'érouissage puissance. On propose ici d'analyser les différents résultats obtenus à l'issue du travail d'identification des sections II-3-b et II-3-c.

- *Anisotropie*

Les paramètres du critère de Hill 1948 ont été identifiés par analyse des essais sur éprouvettes plates de traction, en utilisant les limites élastiques et les coefficients de Lankford. Il apparaît, comme le montre le tableau II-5, qu'une solution unique rendant compte de l'ensemble des observations expérimentales ne peut pas être trouvée. Le fait de privilégier les limites élastiques ou les coefficients de Lankford conduit à obtenir un paramètre N respectivement égal à 1,36 et 1,70. Au-delà de la différence de valeurs, la signification n'est pas la même.

Pour $N=1,36 < 1,50$ (respectivement $N=1,70 > 1,50$), cela signifie que la contrainte d'écoulement en cisaillement dans le plan $(O, \vec{e}_L, \vec{e}_{T1})$ est augmentée (respectivement diminuée), par rapport à celle obtenue avec le critère de von Mises. On peut vérifier la cohérence des valeurs de N en examinant par exemple, les résultats des essais de double cisaillement. Les essais de double cisaillement ne sont pas homogènes, leur analyse requiert un calcul par éléments finis. Le modèle éléments finis est présenté en Annexe A-IV-1 et sur la figure II-35 a). La taille de maille est fixée localement à 0,05mm. La géométrie de l'éprouvette est celle du plan de la figure A-IV-2 de l'annexe A-IV-1. La section transversale est corrigée suivant les mesures montrées sur la figure A-IV-4 de l'annexe A-IV-1.

Sur la figure II-35 b) sont montrées les courbes effort-déplacement expérimentale et issue d'un calcul utilisant un modèle élastoplastique de von Mises, avec un modèle d'érouissage puissance utilisant les paramètres du tableau II-13. On constate que l'effort expérimental est inférieur à l'effort issu du calcul. Sur la figure II-35 b), est aussi montrée la courbe effort-déplacement issue d'un calcul utilisant un modèle élastoplastique de Hill 1948. Dans ce dernier cas, sont utilisés les paramètres du tableau II-5 (Déformation), avec un modèle d'érouissage puissance utilisant les paramètres du tableau II-13. On constate alors que l'effort issu du calcul se rapproche de l'effort expérimental.

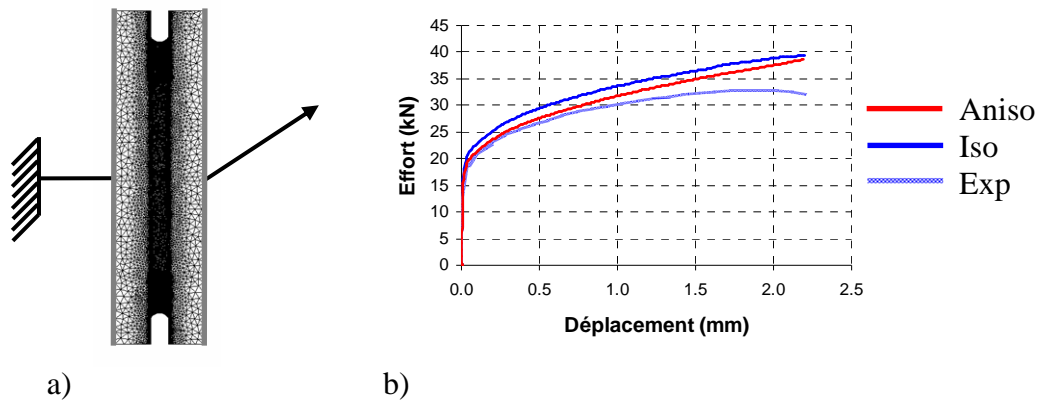


Figure II-35 : a) Modèle éléments finis de l'essai de double cisaillement pour $\alpha_2=0^\circ$. b) Courbe effort-déplacement correspondant à un essai de double cisaillement ($\alpha_2=0^\circ$). Résultats expérimentaux et résultats de simulation utilisant le critère de Hill 1948 et le critère de von Mises.

Le fait de privilégier les limites élastiques ou les coefficients de Lankford conduit à obtenir deux jeux de paramètres différents avec, soit un meilleur respect de l'effort résultant, soit un meilleur respect de la géométrie. L'évolution de la géométrie va influencer l'évolution de la striction, changer la géométrie et la triaxialité au moment de la rupture des éprouvettes plates de traction. On propose de vérifier cette influence dans le cas de l'essai de traction pour l'angle $\alpha_1=0^\circ$. L'essai est modélisé suivant le modèle éléments finis présenté en II-2-c. Le matériau est modélisé par un modèle élastoplastique de Hill 1948 utilisant les paramètres du tableau II-5 (Déformation) avec un modèle d'écrouissage puissance utilisant les paramètres du tableau II-13. La figure II-36 a) montre les courbes effort-déplacement issues de calculs et issue de l'expérience. La figure II-36 b) montre l'évolution de la triaxialité au cours d'un calcul élastoplastique isotrope et au cours d'un calcul élastoplastique anisotrope. La figure II-37 montre la géométrie des éprouvettes au moment de la rupture. Les dimensions du centre des éprouvettes au moment de la rupture sont reportées dans le tableau II-15. On peut remarquer en observant les valeurs du tableau II-15 que la géométrie issue du calcul anisotrope se rapproche de la géométrie expérimentale.

La modification de l'écoulement induit par l'anisotropie conduit à une modification de l'évolution de la striction, qui influence la courbe effort-déplacement montrée sur la figure II-36 a) et qui influence l'évolution de la triaxialité comme le montre la figure II-36 b).

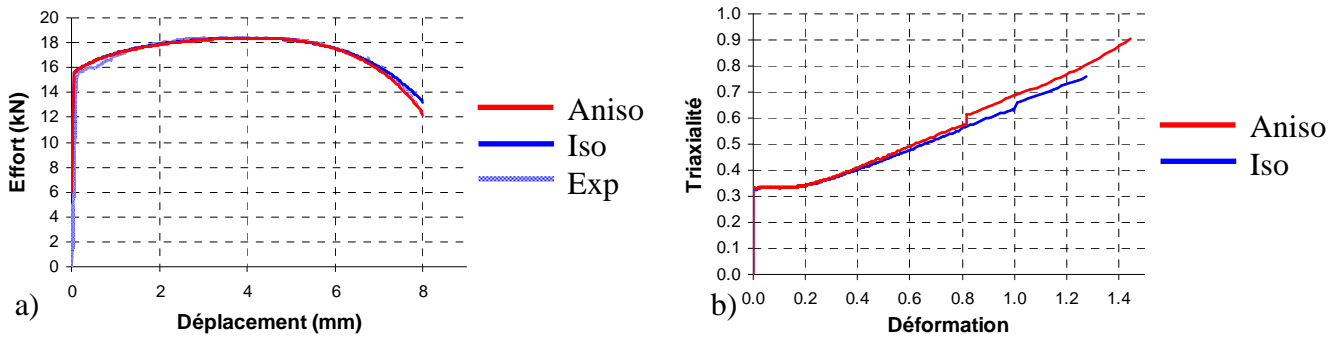


Figure II-36 : Essai de traction T0 : a) courbes effort-déplacement expérimentale et issue de calculs ; b) évolution de la triaxialité au centre de l'éprouvette. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.) (On peut remarquer une brusque variation de triaxialité liée aux approximations de l'algorithme de transport de champs après remaillage.)

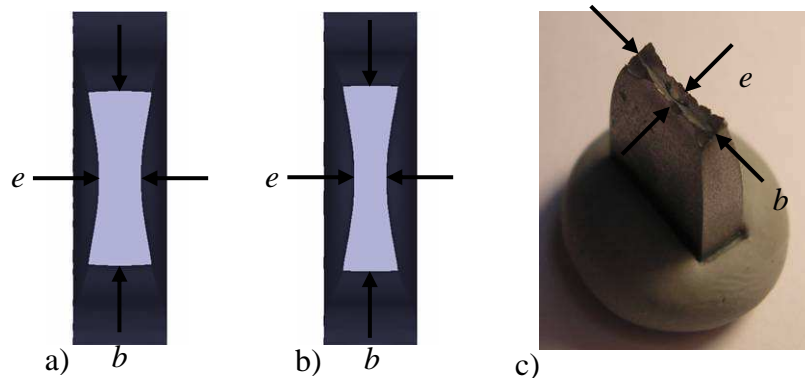


Figure II-37 : Dimension b et e au moment de la rupture de l'éprouvette de traction T0: a) calcul isotrope ; b) calcul anisotrope ; c) expérience.

	e (mm)	b (mm)
<i>Calcul isotrope</i>	1,57	6,55
<i>Calcul anisotrope</i>	1,22	6,96
<i>Expérimental</i>	1,2	7,1

Tableau II-15 : Dimension b et e au moment de la rupture de l'éprouvette de traction T0.

L'analyse montrée dans ce paragraphe est particulière car, comme le montre le tableau II-6, le critère de Hill 1948 ne permet pas de modéliser les observations faites sur tous les essais. Cependant deux constatations peuvent être dressées.

D'une part, l'anisotropie a une influence sur l'écoulement en cisaillement du matériau étudié.

D'une autre part, l'anisotropie a une influence sur l'évolution de la striction. Il en résulte des difficultés pour modéliser, avec les modèles choisis, les essais de traction et les essais de cisaillement en utilisant un jeu de paramètres unique. Il en résulte également que le choix de travailler, ou non, avec un modèle anisotrope, en influençant les courbes effort-déplacement après la striction, va avoir un impact sur l'identification des paramètres des modèles d'endommagement.

- *Écrouissage identifié en traction*

Du II-2-c on constate que l'analyse inverse des différents essais conduit à des paramètres d'écrouissage différents.

Sur les figures II-38 à II-42 sont représentés les courbes effort-déplacement de la totalité des essais présentés dans la partie II-2, obtenues expérimentalement et par calculs avec un modèle élastoplastique de von Mises, avec un modèle d'écrouissage isotrope puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13 (analyse inverse d'un essai de traction).

Les calculs utilisant la méthode des éléments finis sont réalisés avec le logiciel Forge[®]. Les caractéristiques générales de ce logiciel sont présentées en I-2-b. Les spécificités de la formulation éléments finis implémentée dans Forge[®] sont détaillées en V-2-a.

Les conditions aux limites et les géométries initiales ont été choisies de sorte qu'elles soient représentatives de la réalité. La mise en place des conditions aux limites utilise les fonctionnalités de Forge[®] qui permettent d'imposer des déplacements ou des efforts (cas des essais sur éprouvettes à double courbure $F_y=0\text{kN}$). Les paramètres numériques, comme la taille de maille, ont été choisis de façon à assurer au minimum la convergence des résultats en terme d'efforts résultants et de champs au centre des éprouvettes.

Le modèle éléments finis de l'essai de compression est celui présenté sur la figure II-28 (taille de maille égale à $0,1\text{mm}$).

Les modèles éléments finis des essais de traction sont basés sur celui présenté sur la figure II-30. (Les géométries sont présentées sur les figures A-II-1 et A-II-2 de l'annexe A-II. La taille de maille est localement égale à $0,1\text{mm}$.)

Les modèles éléments finis des essais de double cisaillement sont basés sur celui présenté sur la figure II-35. (Les géométries sont présentées sur les figures A-III-2, A-III-3 et A-III-4. La taille de maille est localement égale à $0,05\text{mm}$.)

Les modèles éléments finis des essais sur éprouvettes à double courbure sont basés sur celui présenté sur la figure II-40 (géométrie présentée sur la figure A-V-2, taille de maille localement égale à $0,1\text{mm}$).

Enfin, les modèles éléments finis des essais sur éprouvettes chapeaux sont basés sur celui présenté sur la figure II-32. (Les géométries sont présentées sur la figure A-III-2 avec les épaisseurs e égale à $e=0,56\text{mm}$ ou $e=1,06\text{mm}$ conformément au tableau A-III-1 et A-III-2. La taille de maille est localement égale à $0,015\text{mm}$.)

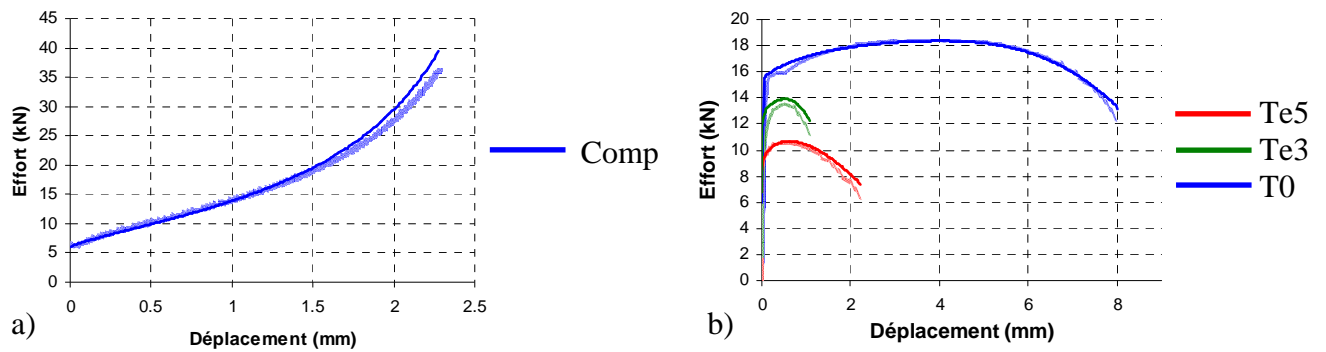


Figure II-38 : Courbes effort-déplacement expérimentales (traits clairs) et issues de calculs (traits foncés) : a) essai de compression, b) essais de traction.

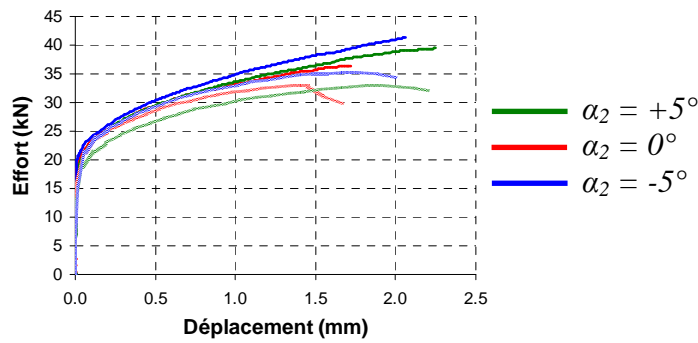


Figure II-39 : Essais de double cisaillement : courbes effort-déplacement expérimentales (traits clairs) et issues de calculs (traits foncés).

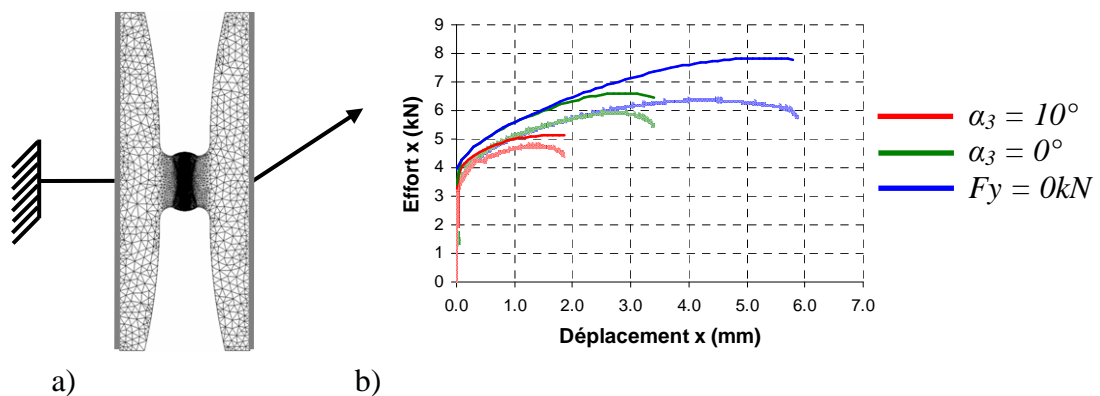


Figure II-40 : Essais sur éprouvettes à double courbure : a) modèle éléments finis, b) courbes effort suivant l'axe x, déplacement suivant l'axe x expérimentales (traits clairs) et issues de calculs (traits foncés).

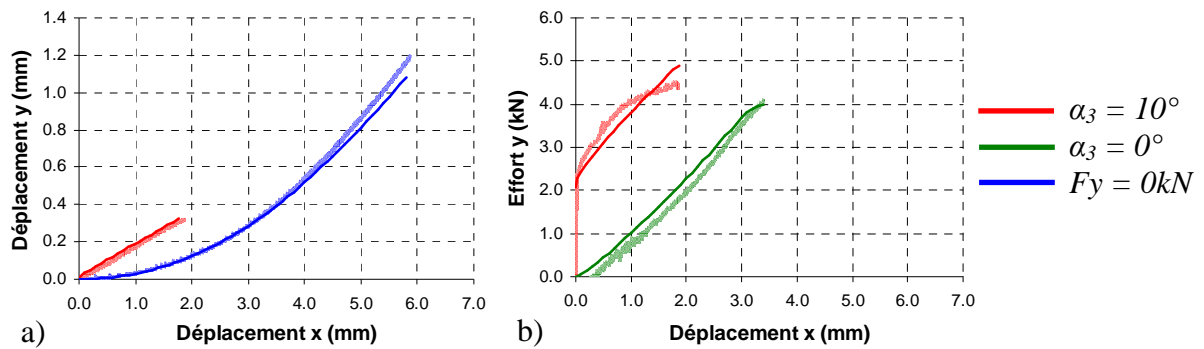


Figure II-41 : Essais sur éprouvettes à double courbure : a) courbes déplacement suivant l'axe y, déplacement suivant l'axe x ; b) courbes effort suivant l'axe y, déplacement suivant l'axe x. Résultats expérimentaux (traits clairs) et issus de calculs (traits foncés).

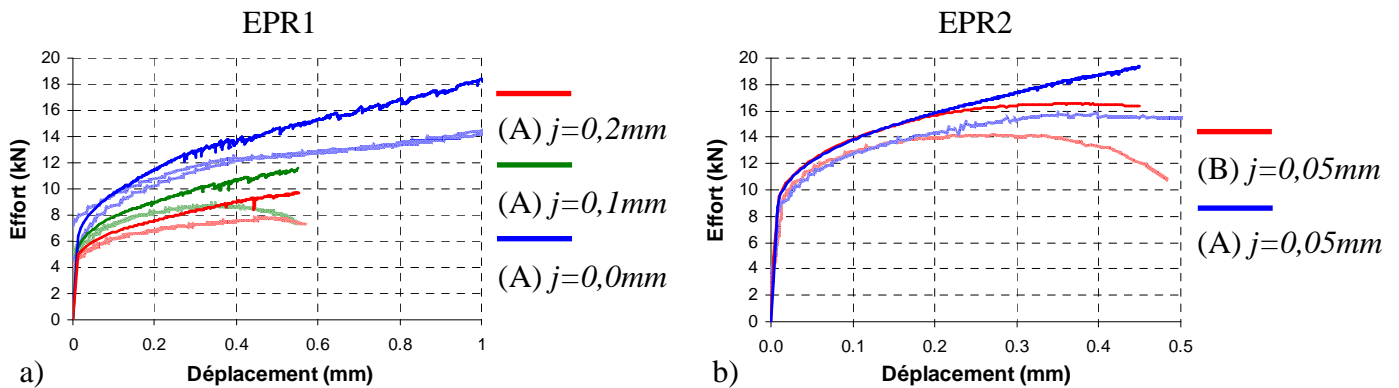


Figure II-42 : Essais sur éprouvettes chapeaux : courbes effort-déplacement expérimentales (traits clairs) et issues de calculs (traits foncés). (On peut remarquer sur la figure II-42 a) que deux courbes expérimentales sont tracées pour chaque configuration. Ces paires de courbes correspondent aux deux méthodes de mesure du déplacement présentées en annexe A-III. Ces paires de courbes permettent d'apprécier l'incertitude sur la mesure du déplacement.)

Les figures II-38 à II-42 montrent, que l'utilisation d'un modèle élastoplastique de von Mises, dont les paramètres d'écrouissage ont été identifiés par analyse inverse d'un essai sur éprouvette plate de traction, donne une bonne approximation de l'ensemble des essais mécaniques. L'écart entre les courbes effort-déplacements expérimentales et issues de calculs est systématiquement plus important pour les essais à angle de Lode proche de zéro (Te3, éprouvettes de double cisaillement, éprouvettes à double courbure et éprouvettes chapeaux) que pour les essais angle de Lode éloigné de zéro (éprouvette de compression, T0, Te5). Cet écart apparaît dès le début des essais, on peut ainsi supposer qu'il est dû à la plasticité.

- *Écrouissage identifié en cisaillement*

Sur les figures II-43 à II-45 sont représentées les courbes effort-déplacement :

- des essais de double cisaillement ;
- des essais sur éprouvettes à double courbure ;
- des essais sur éprouvettes chapeaux EPR2.

Ces courbes sont obtenues expérimentalement et par calculs avec un modèle élastoplastique de von Mises et un modèle d'écrouissage isotrope puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-14 (analyse inverse d'un essai sur éprouvette chapeau).

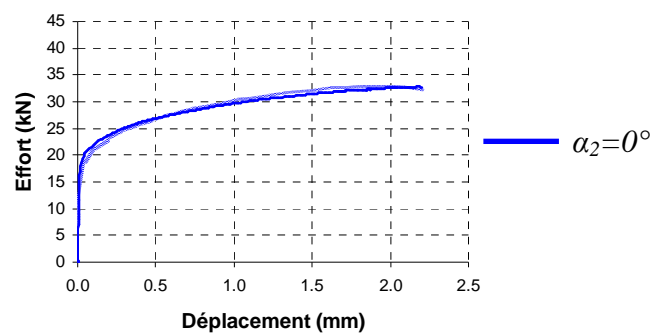


Figure II-43 : Essais de double cisaillement ($\alpha_2=0^\circ$) : courbes effort-déplacement expérimentale (traits clairs) et issue du calcul (traits foncés).

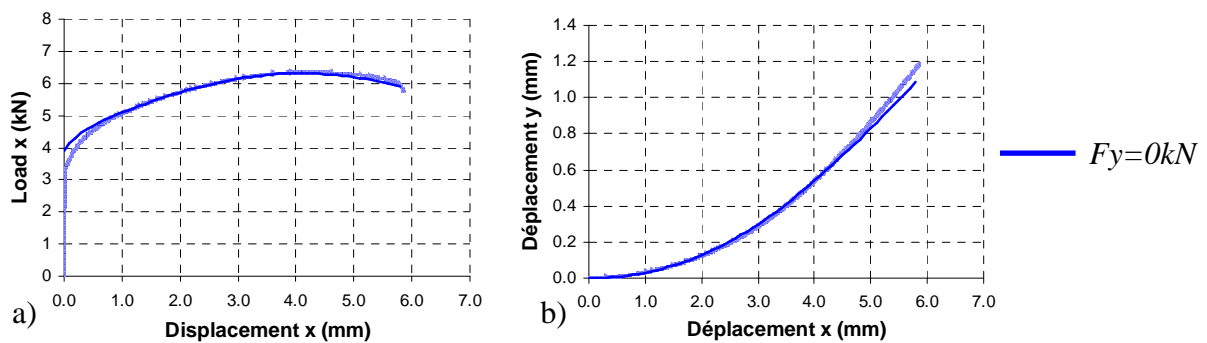


Figure II-44 : Essais sur éprouvettes à double courbure ($F_y=0kN$) : a) courbes effort suivant l'axe x, déplacement suivant l'axe x ; b) courbes déplacement suivant l'axe y, déplacement suivant l'axe x. Résultats expérimentaux (traits clairs) et issus de calculs (traits foncés).

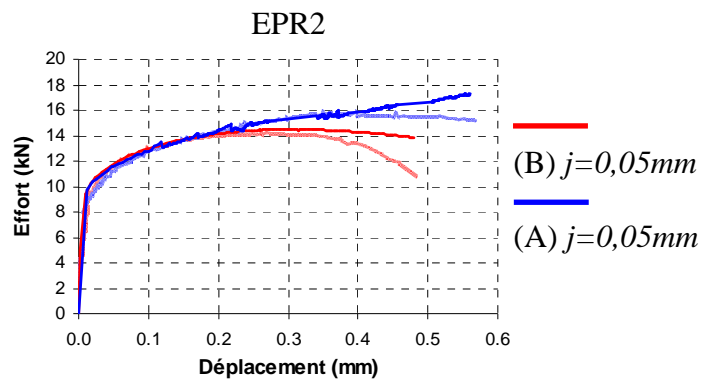


Figure II-45 : Essais sur éprouvettes chapeaux : courbes effort-déplacement expérimentales (traits clairs) et issues de calculs (traits foncés).

Les figures II-43 à II-45 montrent que l'utilisation d'un modèle élastoplastique de von Mises, dont les paramètres d'écrouissage ont été identifiés par analyse inverse d'un essai sur éprouvette chapeau, donne une bonne approximation de l'ensemble des essais mécaniques de type cisaillement.

Dans le cas des essais sur éprouvettes EPR2 chargées en configuration (B), un écart apparaît entre les courbes effort-déplacement expérimental et issue du calcul. Cet écart croît lorsque l'on se rapproche du moment de la rupture. Au cours de ces essais, la triaxialité est forte comme le montre la figure II-17 b). Cela laisse penser que la chute en effort est due au phénomène d'endommagement. Cependant, cette tendance est également observée dans le cas des essais sur éprouvettes EPR2 chargées en configuration (A). Dans ce dernier cas, la triaxialité est faible comme le montre la figure II-17 b). On peut donc penser que les chutes en effort sont aussi dues à des localisations des déformations plastiques indépendantes de la triaxialité.

II-4 Conclusion

Pour étudier le comportement de l'acier S420 quatre familles d'essais sont proposées : des essais de compression, des essais de traction, des essais de cisaillement et des essais sur éprouvettes chapeaux. L'ensemble des essais forme une base de données expérimentales qui est porteuse d'informations sur : la plasticité et l'anisotropie, l'endommagement et la déformation à la rupture. La majorité des essais proposés font appel à des moyens conventionnels, aussi bien pour la réalisation des éprouvettes, que pour la réalisation des essais. Les essais sont adaptés à l'étude des matériaux en feuilles. Pour chaque essai, les efforts en fonction des déplacements sont mesurés. En certains cas, des mesures complémentaires de géométrie sont effectuées. La base de données obtenue est utilisée dans un premier temps pour déterminer, par analyse inverse, les paramètres du critère de plasticité de Hill 1948 et du modèle d'écrouissage isotrope puissance.

Ce travail s'inscrit dans les hypothèses : de l'isothermie ; des faibles vitesses de déformation ; ainsi que de l'insensibilité du comportement du matériau à la vitesse de déformation.

D'un point de vue industriel, ces hypothèses sont justifiées par le fait que les vitesses de déformation rencontrées au cours de la mise en forme de pièces industrielles sont limitées et, que la méthode de dimensionnement préliminaire des flasques de sièges automobile s'inscrit également dans ces hypothèses. Par la suite, la tenue mécanique des flasques est validée expérimentalement en quasi-statique et en dynamique.

L'hypothèse de l'insensibilité du comportement du matériau à la vitesse de déformation est valide pour les faibles vitesses de déformation [Sibi 2007] qui seront rencontrées pour l'ensemble des essais réalisés durant le travail de thèse.

L'étude du comportement du matériau en dynamique (étude de l'influence de la température et de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques) pourrait faire l'objet de travaux complémentaires.

Les essais proposés permettent de déterminer l'ensemble des paramètres du critère de Hill 1948. Les essais sur éprouvettes chapeaux permettent, en particulier, d'identifier les paramètres L et M caractérisant l'anisotropie en cisaillement dans l'épaisseur de la tôle. L'acier S420 étudié montre une anisotropie. Elle est révélée, entre autre, par les limites élastiques et les coefficients de Lankford déterminés par analyse des essais de traction. Il ressort du travail d'identification qu'un jeu unique de paramètres, rendant compte de l'ensemble des observations expérimentales, ne peut pas être trouvé. Le critère de Hill 1948 en formulation associée ne permet pas, notamment, de modéliser correctement l'écoulement du matériau avec une prédiction simultanée des bonnes limites élastiques et des bons coefficients de Lankford.

Les paramètres du modèle d'écrouissage puissance sont identifiés par analyse inverse d'essais mécaniques ayant trois modes de sollicitation différents : un essai de compression ($\theta_L=0,52$), un essai de traction ($\theta_L=-0,52$) et un essai sur éprouvette chapeau ($\theta_L=0,0$). L'exploitation de l'essai de compression a également permis d'identifier les coefficients de la loi de frottement de Coulomb limité Tresca. Là encore un jeu de paramètres unique rendant compte de l'ensemble des observations expérimentales ne peut pas être trouvé. On observe en particulier une différence entre la courbe contrainte-déformation identifiée en traction et celle identifiée en cisaillement.

Pour modéliser de manière satisfaisante l'écoulement de l'acier S420, il serait nécessaire d'utiliser un modèle de plasticité plus avancé (critère de Hill 1948 en formulation non associée ou critère de Bron et Besson par exemple). Cependant l'implémentation de tels modèles dans un code de calcul dépasse le cadre du présent travail. Par ailleurs, comme il a été montré en partie II-3-d, l'utilisation du critère de von Mises et d'un modèle d'écrouissage isotrope puissance constitue déjà une bonne approximation de l'écoulement du matériau. Ce sont donc ces derniers modèles qui seront retenus pour la suite du manuscrit. Deux jeux de paramètres se dégagent pour le modèle d'écrouissage : un jeu de paramètres identifié sur la base d'un essai de traction et un jeu de paramètres identifié sur la base d'un essai de cisaillement. Dans un contexte industriel, il est préférable d'identifier le comportement du matériau sur la base d'essais de traction. C'est donc le jeu de paramètres identifié sur la base d'un essai de traction (tableau II-13) qui sera utilisé dans la suite du manuscrit.

Chapitre III :

Endommagement et rupture

III-1 Introduction

Au cours de la mise en forme puis en cas de crash, on peut observer la rupture du matériau constituant les flasques de sièges automobile. La rupture est l'un des phénomènes qui conduit à la défaillance des mécanismes, ainsi elle doit être modélisée de manière à prédire la résistance des flasques.

Dans le chapitre précédent quatre familles d'essais ont été proposées : des essais de compression, des essais de traction, des essais de cisaillement dans le plan et des essais sur éprouvettes chapeaux. Ces essais permettent d'investiguer le comportement du matériau pour différents types de sollicitations. Un large spectre de triaxialité est investigué, allant de bas niveaux de triaxialité ($\eta < -0,5$ pour les essais sur éprouvettes chapeaux) à des niveaux de triaxialité élevés ($\eta > 1$ pour les essais de traction sur éprouvettes entaillées). Ces essais, menés jusqu'à la rupture des éprouvettes, sont porteurs d'informations sur l'endommagement et la rupture du matériau.

Dans un premier temps, les essais mécaniques sont analysés à l'aide de simulations numériques pour déterminer l'état de contrainte et de déformation au lieu et au moment de la rupture. Ces analyses sont ensuite complétées par l'étude des surfaces de rupture.

Dans un second temps, les données collectées sont utilisées pour identifier les paramètres de modèles d'endommagement et de critères de rupture. Les paramètres du modèle de Lemaitre sont identifiés par analyse inverse sur la base des courbes effort-déplacement de trois essais mécaniques. L'ensemble des essais mécaniques est utilisé pour identifier les paramètres d'un critère de rupture de Xue et Wierzbicki simplifié.

III-2 Déformation à la rupture et état de contrainte

Chacun des essais présentés dans le chapitre II est modélisé par la méthode des éléments finis. Les modèles éléments finis utilisés sont synthétisés en II-3-b. Un modèle élastoplastique de von Mises, est utilisé avec un modèle d'écrouissage isotrope puissance dont les paramètres sont ceux du tableau II-13 (analyse inverse d'un essai de traction). La simulation numérique permet de déterminer l'état de contrainte et de déformation au lieu et au moment de la rupture.

III-2-a Essais à forte triaxialité (essais de traction)

Des essais proposés en II-2-c, les essais de traction sont ceux qui montrent la plus forte triaxialité. Les champs de déformation plastique équivalente, de triaxialité et d'angle de Lode au moment de la rupture sont montrés sur la figure III-1, dans le cas de l'essai sur éprouvette entaillée de traction (Te5). L'évolution de la triaxialité et de l'angle de Lode au centre des éprouvettes de traction (Te3 ; Te5 et T0) et jusqu'à la rupture est montrée sur la figure III-2. Dans le cas des essais de traction, le moment de la rupture correspond au déplacement des extrémités des éprouvettes pour lequel il y a séparation brutale et complète des éprouvettes en deux parties.

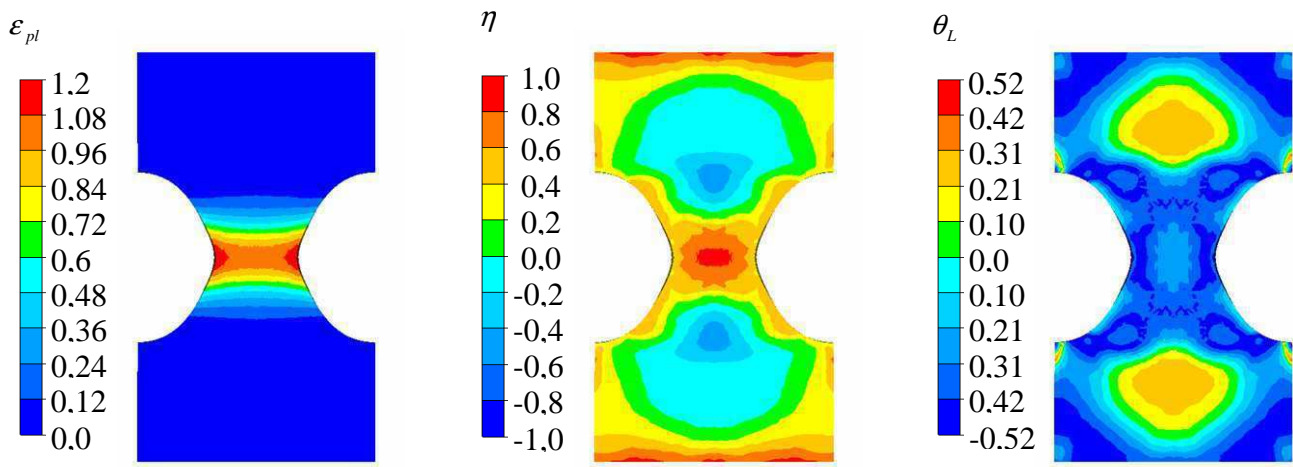


Figure III-1 : Eprouvette entaillée de traction (Te5) : déformation plastique équivalente, triaxialité et angle de Lode au moment de la rupture.

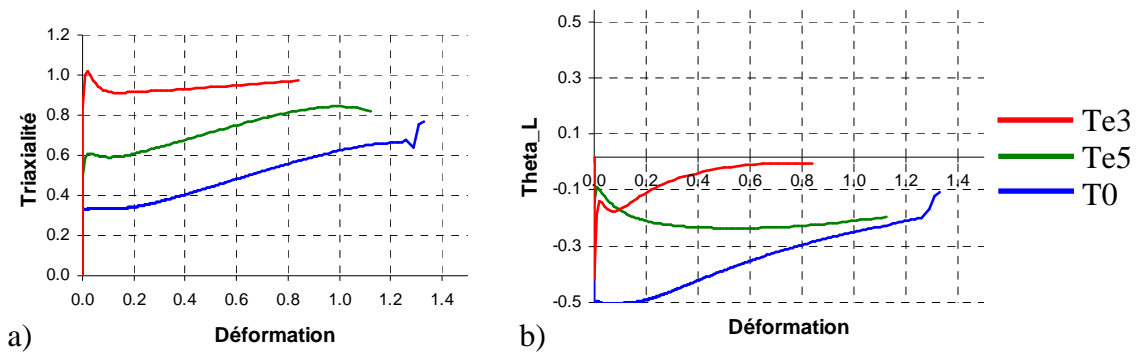


Figure III-2 : Essais de traction : a) évolution de la triaxialité ; b) évolution de l'angle de Lode au centre des éprouvettes et jusqu'au moment de la rupture. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Pour caractériser l'état de contrainte, on peut aussi utiliser les valeurs moyennes de triaxialité et d'angle de Lode définies respectivement par les formules III-1 et III-2. Les valeurs moyennes calculées dans le cas des éprouvettes de traction (Te3 ; Te5 et T0) sont reportées dans le tableau III-1.

$$\eta_m = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} \eta(\varepsilon_{pl}) d\varepsilon_{pl} \quad (\text{III-1})$$

$$\theta_{Lm} = \frac{1}{\varepsilon_f} \int_0^{\varepsilon_f} \theta_L(\varepsilon_{pl}) d\varepsilon_{pl} \quad (\text{III-2})$$

	ε_{pl} à la rupture	η_m	θ_{Lm}
T0	1,33	0,50	-0,36
Te5	1,12	0,73	-0,23
Te3	0,84	0,94	-0,08

Tableau III-1 : Déformation plastique équivalente au moment de la rupture, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen des éprouvettes de traction.

Conformément à la littérature [Bao 2004], on peut observer sur la figure III-1 que la zone de plus forte triaxialité est située au centre des éprouvettes. Dans le cas des essais de traction, le lieu de calcul de la déformation plastique équivalente, de la triaxialité et de l'angle de Lode au centre des éprouvettes est coïncident avec le lieu de la rupture.

L'observation de la figure III-2 et du tableau III-1 montre que plus la triaxialité est élevée, plus la déformation à la rupture est faible.

III-2-b Essais à triaxialité proche de zéro (essais de cisaillement)

Les deuxièmes types d'essais examinés sont les essais de double cisaillement et les essais sur éprouvettes à double courbure. Au cours de ces essais, la triaxialité et l'angle de Lode sont proches de zéro.

Les champs de déformation plastique équivalente, de triaxialité et d'angle de Lode à la rupture sont montrés sur la figure III-3, dans le cas des essais sur éprouvettes de double cisaillement et, sur la figure III-5, dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure. Les évolutions de la triaxialité et de l'angle de Lode au centre des éprouvettes et jusqu'au moment de la rupture sont montrées sur les figures III-4 et III-6. Enfin, les valeurs moyennes de triaxialité et d'angle de Lode sont données dans les tableaux III-2 et III-3.

Dans le cas des essais de double cisaillement, le moment de la rupture correspond au déplacement des parties massives des éprouvettes pour lequel il y a amorçage de la rupture.

Dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure, le moment de la rupture correspond au déplacement des parties massives des éprouvettes pour lequel il y a séparation brutale des éprouvettes en deux parties.

Au centre des éprouvettes de double cisaillement, on peut observer un état de contrainte proche du cisaillement pur comme le montre la figure III-3. Les triaxialités moyennes sont de $\eta_m=0,07$; $\eta_m=-0,05$ et $\eta_m=-0,13$ pour les angles $\alpha_2=+5^\circ$; $\alpha_2=0^\circ$ et $\alpha_2=-5^\circ$ respectivement.

Les champs, présentés sur la figure III-3, mettent aussi en relief les effets de bord rencontrés lors de ce type d'essais. Ces effets de bords sont caractérisés par des concentrations de déformation et des états de contrainte qui s'éloignent du cisaillement aux extrémités des éprouvettes. Ces effets de bords sont particulièrement marqués par les importantes modifications géométriques que subissent les éprouvettes au cours des essais. La triaxialité reste cependant contenue et inférieure à $\eta=0,3$.

On peut également observer, au début des essais, une phase de compression pour les extrémités hautes et une phase de traction pour les extrémités basses. Cet état de contrainte est dû au phénomène de flexion des éprouvettes de double cisaillement. Par la suite les effets de bords conduisent à observer une triaxialité positive pour les extrémités hautes.

Ces importantes variations de l'état de contrainte montrent qu'il faut observer avec prudence les valeurs moyennes de triaxialité ou d'angle de Lode. Elles ne sont qu'un complément de l'observation des courbes triaxialité-déformation ou angle de Lode-déformation.

Dans le cas des essais de double cisaillement, la rupture s'amorce d'abord aux extrémités, puis se propage vers le centre des éprouvettes.

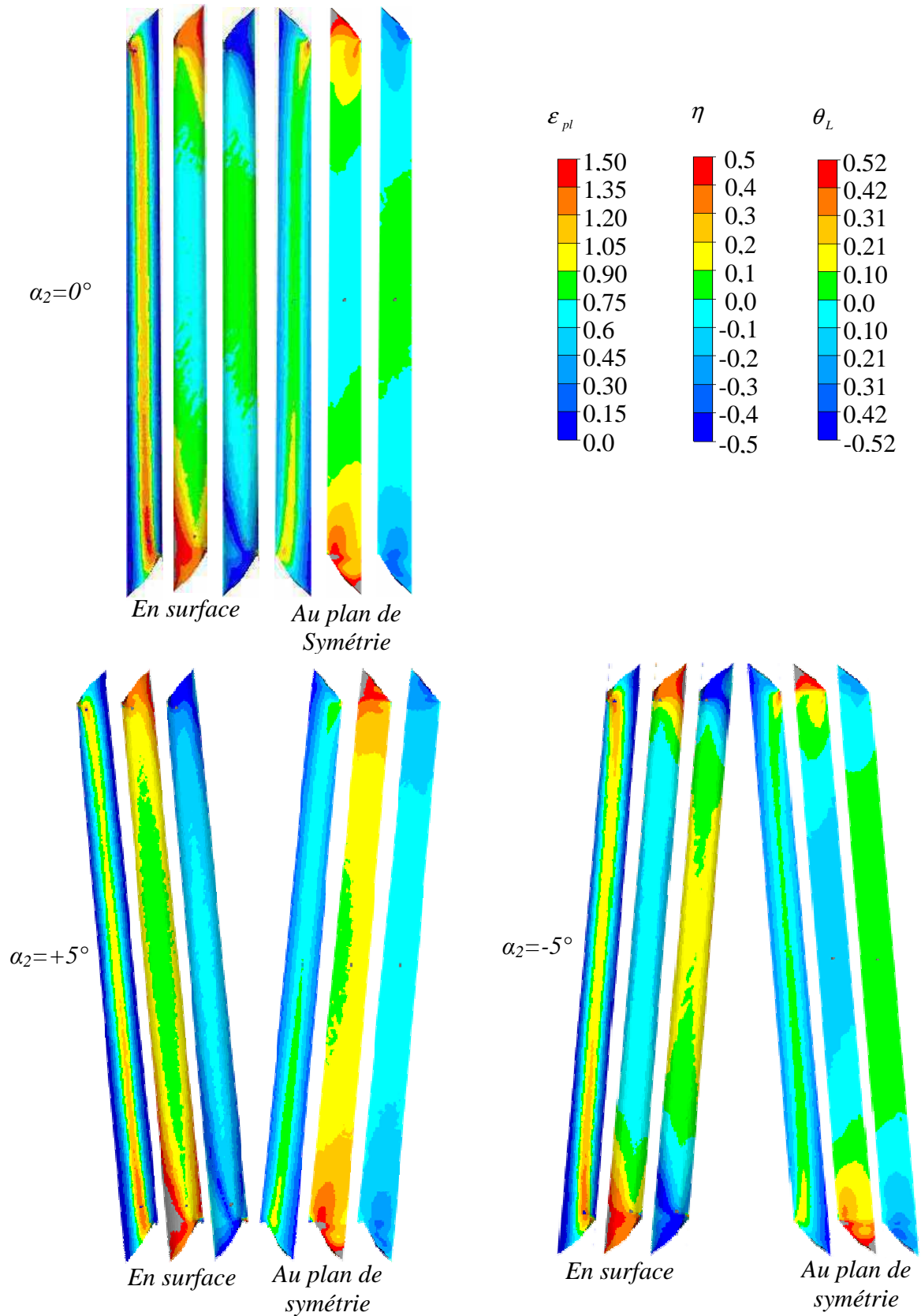


Figure III-3 : Eprouvette de double cisaillement : de gauche à droite, déformation équivalente, triaxialité et angle de Lode au moment de la rupture.

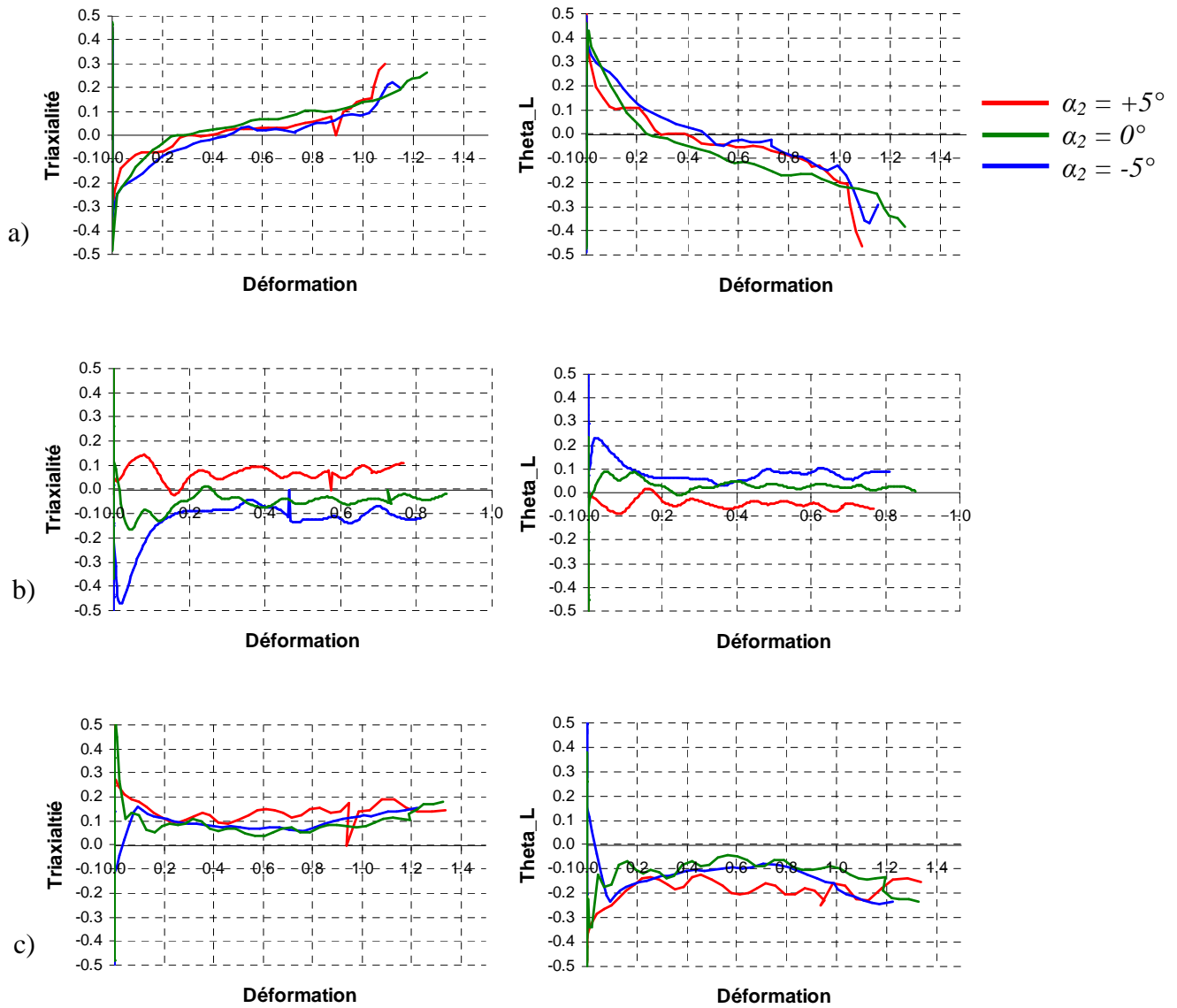


Figure III-4 : Evolution de la triaxialité et de l'angle de Lode au cours des essais de double cisaillement : a) en haut ; b) au centre et c) en bas des éprouvettes jusqu'au moment de la rupture. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

	ε_{pl} à la rupture	η_m	θ_{Lm}
$\alpha_2=+5$ haut	1,09	0,03	-0,04
$\alpha_2=0$ haut	1,26	0,06	-0,10
$\alpha_2=-5$ haut	1,15	0,01	-0,02
$\alpha_2=+5$ centre	0,77	0,07	-0,05
$\alpha_2=0$ centre	0,88	-0,05	-0,03
$\alpha_2=-5$ centre	0,81	-0,13	-0,08
$\alpha_2=+5$ bas	1,34	0,14	-0,18
$\alpha_2=0$ bas	1,33	0,09	-0,11
$\alpha_2=-5$ bas	1,22	0,10	-0,14

Tableau III-2 : Déformation plastique équivalente au moment de la rupture, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen des éprouvettes de double cisaillement.

En localisant la déformation au centre des éprouvettes, les essais sur éprouvettes à double courbure cherchent à limiter les effets de bords. La localisation des déformations au centre est illustrée par la figure III-5 a). L'état de contrainte au centre est proche du cisaillement pur. Les triaxialités moyennes sont de $\eta_m=0,20$; $\eta_m=0,06$ et $\eta_m=-0,05$ pour les cas $\alpha_3=10^\circ$; $\alpha_3=0^\circ$ et $F_y=0kN$ respectivement.

Dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure, le lieu de calcul de la déformation plastique équivalente, de la triaxialité et de l'angle de Lode au centre des éprouvettes est proche du lieu de la rupture.

On observe que plus la triaxialité est basse, plus la déformation à la rupture est grande, comme le montrent la figure III-6 et le tableau III-3.

Bien que les éprouvettes à double courbure permettent d'éviter les effets de bords, on peut cependant constater d'importantes modifications de la géométrie au cours de l'essai, en particulier pour le cas $F_y=0kN$. Cela est dû à la grande ductilité de notre matériau comparée à celle des alliages d'aluminium habituellement utilisés dans les publications [Bai 2008b], [Bees 2010].

Pour les cas $\alpha_3=10^\circ$ et $\alpha_3=0^\circ$, la rupture intervient près du centre des éprouvettes. Pour le cas $F_y=0kN$, l'amorçage de la rupture au niveau des bords ne peut pas être exclu.

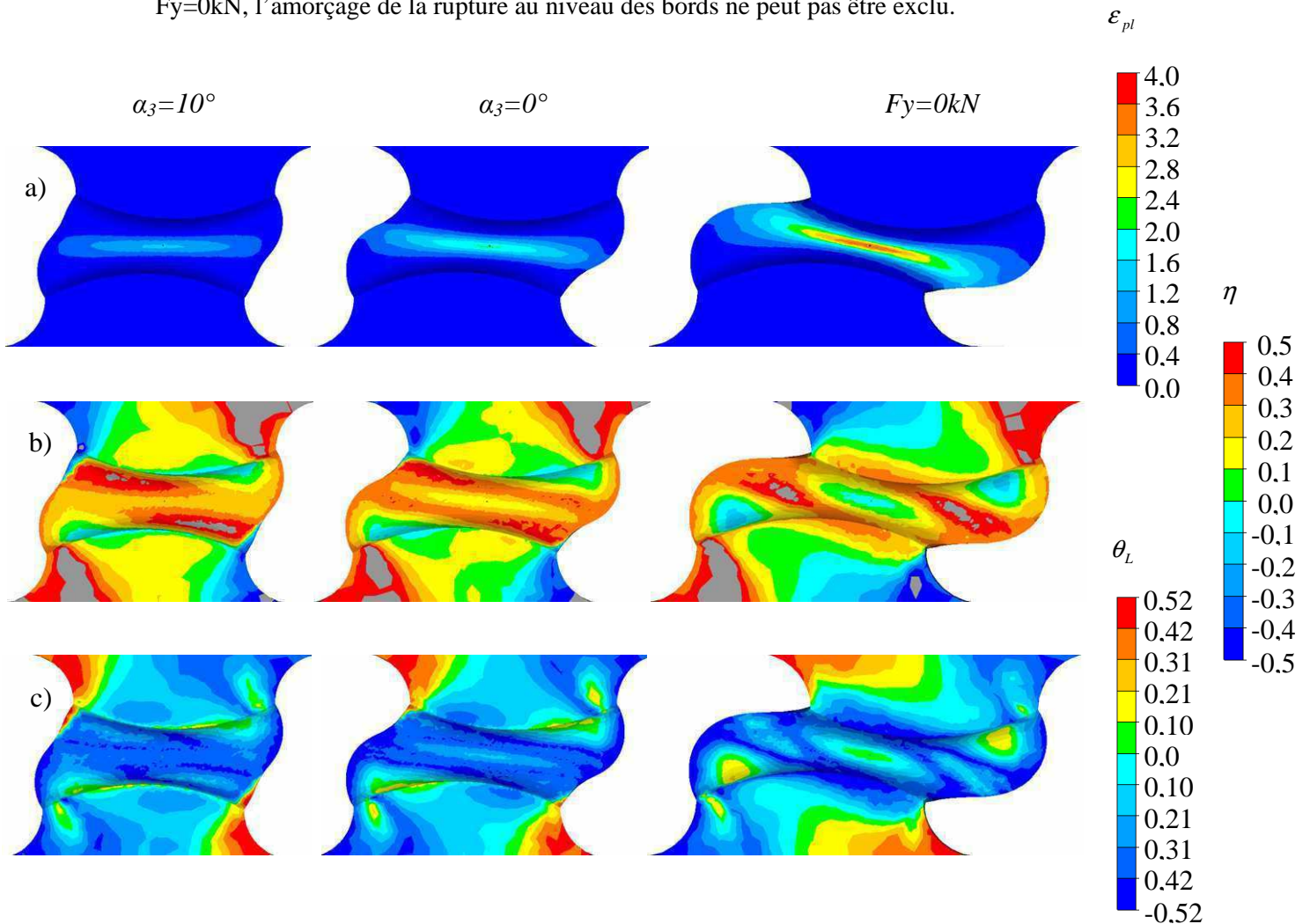


Figure III-5 : Epreuve à double courbure : a) déformation plastique équivalente, b) triaxialité et c) angle de Lode au moment de la rupture.

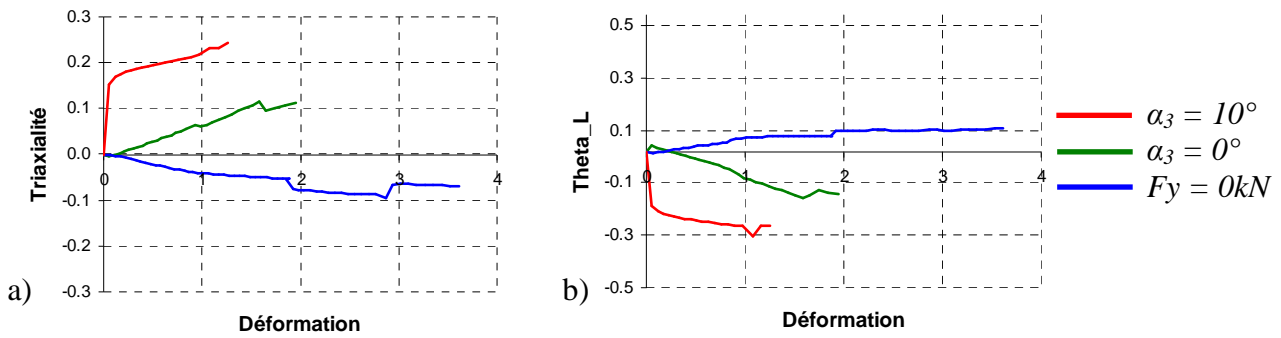


Figure III-6 : Essais sur éprouvettes à double courbure : a) évolution de la triaxialité ; b) évolution de l'angle de Lode au centre des éprouvettes et jusqu'au moment de la rupture. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

	ε_{pl} à la rupture	η_m	θ_{Lm}
$\alpha_3=10^\circ$	1,26	0,20	-0,27
$\alpha_3=0^\circ$	1,95	0,06	-0,09
$F_y = 0kN$	3,6	-0,05	0,06

Tableau III-3 : Déformation plastique équivalente au moment de la rupture, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen des éprouvettes à double courbure.

III-2-c Essais à triaxialité basse (essais sur éprouvettes chapeaux)

Le dernier type d'essais présentés sont les essais sur éprouvettes chapeaux. Ces essais permettent d'atteindre des valeurs de triaxialité basse.

Les champs de déformation plastique équivalente, de triaxialité et d'angle de Lode sont montrés sur la figure III-7. L'évolution de la triaxialité, au centre de la section utile des éprouvettes et jusqu'au moment de la rupture, est montrée sur la figure III-8. Enfin, les valeurs moyennes de triaxialité, d'angle de Lode ainsi que la déformation plastique à la rupture, sont données dans le tableau III-4.

Dans le cas des essais sur éprouvettes chapeaux, le moment de la rupture correspond au déplacement des parties massives des éprouvettes pour lequel il y a séparation brutale des éprouvettes en deux parties. (Pour le cas $j=0,0mm$, la rupture n'est pas observée en fin d'essai.)

Sur la figure III-7, on peut remarquer que l'angle de Lode reste égal à zéro quel que soit le jeu considéré. Ce dernier paramètre n'a d'influence que sur la triaxialité qui, bien que non constante au cours de l'essai, prend des valeurs faibles comme le montre la figure III-7. Les triaxialités moyennes sont de $\eta_m=0,00$; $\eta_m=-0,19$ et $\eta_m=-0,58$ pour les cas $j=0,2mm$; $j=0,1mm$ et $j=0,0mm$ respectivement. La triaxialité reste négative dans le cas $j=0,0mm$, elle est négative puis positive dans les cas $j=0,1mm$ et $j=0,2mm$.

Tout comme les essais de double cisaillement, les essais d'écrasement d'éprouvettes chapeaux montrent des effets de bords marqués.

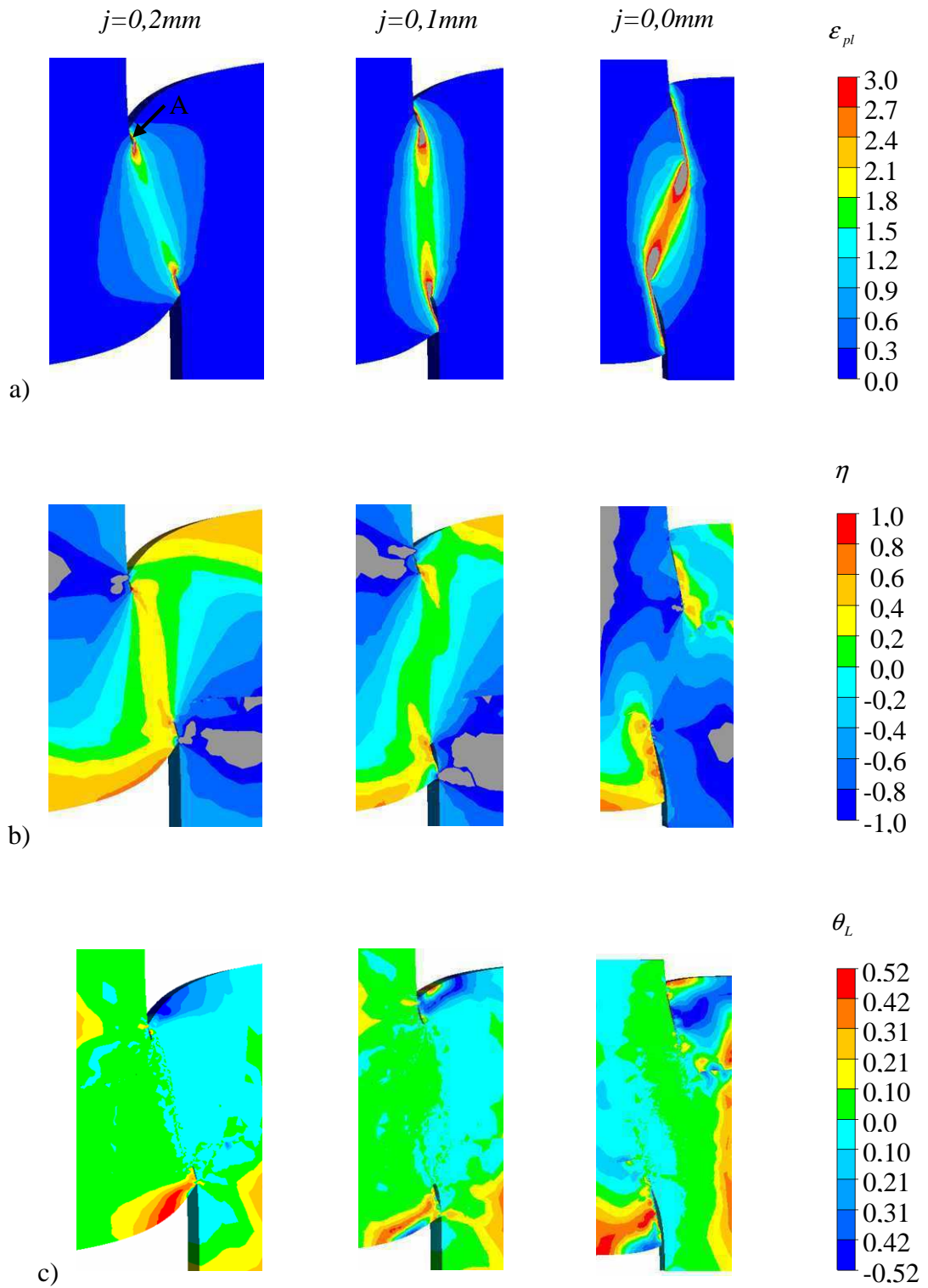


Figure III-7 : Epruvette chapeau : déformation plastique équivalente, triaxialité et angle de Lode au moment de la rupture (Epruvettes EPR1 chargées en configuration (A)).

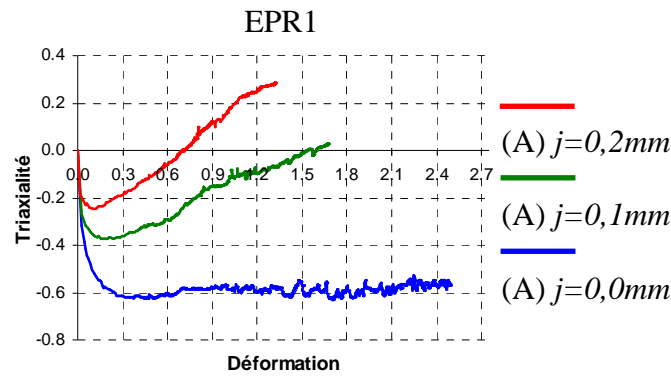


Figure III-8 : Evolution de la triaxialité au cours des essais sur éprouvettes chapeaux (Eprouvettes EPR1 chargées en configuration (A)) au centre de la section utile des éprouvettes et jusqu'au moment de la rupture ou à la fin des essais. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente).

j (mm)	ε_{pl} à la rupture	η_m	θ_{Lm}
0,0	2,49	-0,58	0,00
0,1	1,68	-0,19	0,00
0,2	1,32	0,00	0,00

Tableau III-4 : Déformation plastique équivalente au moment de la rupture, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen des éprouvettes chapeaux (Eprouvettes EPR1 chargées en configuration (A)).

Dans le cas des essais sur éprouvettes chapeaux, la rupture s'amorce aux extrémités de la section utile des éprouvettes. Le choix a cependant été fait de calculer l'évolution de la triaxialité et de la déformation plastique équivalente au centre. En effet, au niveau des extrémités, les champs de triaxialité et de déformation plastique équivalente montrent des gradients très forts (figure III-7). Ainsi une faible erreur dans la localisation du lieu où sont calculées ces dernières grandeurs conduirait à d'importantes erreurs dans leur évaluation. Le choix de calculer les grandeurs au centre permet de faire des comparaisons valides entre les différentes configurations d'essais. Ces grandeurs calculées donnent également une première approximation de la ductilité du matériau.

III-3 Lieux de rupture et fractographie

L'étude de la morphologie des éprouvettes rompues permet de valider les hypothèses sur le lieu de la rupture et d'avoir une analyse critique sur l'observation des états de contrainte de la section précédente. La géométrie des éprouvettes rompues apporte également des observables supplémentaires pour la validation des simulations numériques. L'observation des faciès de rupture donne des informations sur les mécanismes sous-jacents qui ont conduit à la rupture macroscopique du matériau.

III-3-a Essais à triaxialité forte (essais de traction)

Sur la figure III-9 a) est présentée une éprouvette entaillée de traction (Te5) rompue. La surface de rupture correspondante, observée au microscope électronique à balayage, est montrée sur la figure III-9 b). On reconnaît la surface caractéristique d'une rupture ductile à forte triaxialité. Les cupules témoignent de la coalescence par striction interne de porosités de formes sphéroïdales [Bron 2004b]. Cette surface de rupture peut être rapprochée de l'état de contrainte montré sur la figure III-2 montrant une triaxialité supérieure à $\eta=0,8$ en fin d'essai (éprouvette Te5).

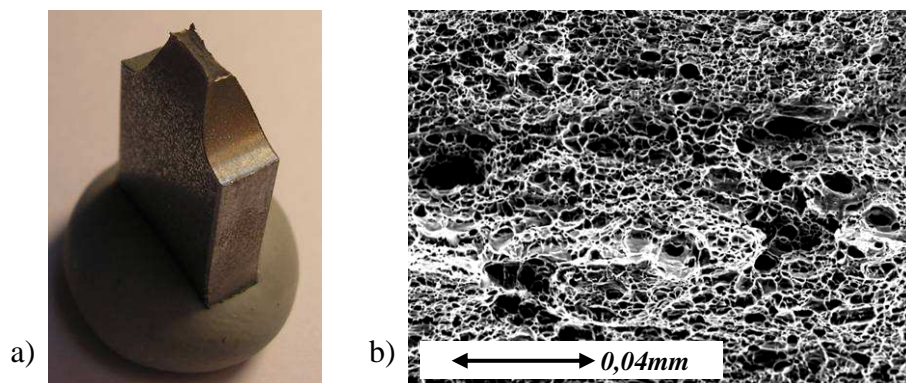


Figure III-9 : a) Eprouvette entaillée de traction (Te5) rompue. b) Surface de rupture correspondante.

III-3-b Essais à triaxialité proche de zéro (essais de cisaillement)

Les figures III-10 et III-11 montrent respectivement les éprouvettes de double cisaillement et les éprouvettes à double courbure au moment de la rupture.

Pour pouvoir observer les éprouvettes et localiser le lieu et le moment de la rupture, les essais ont été interrompus dans le premier cas. Dans le deuxième cas, les éprouvettes ont été photographiées périodiquement.

La rupture intervient au niveau des bords pour les éprouvettes de double cisaillement et au centre pour les éprouvettes à double courbure.

Dans le cas des éprouvettes à double courbure avec $F_y=0kN$, l'observation de l'éprouvette au cours de l'essai ne permet pas de garantir que la rupture a bien lieu au centre, comme le montre la figure III-11 c). Dans ce dernier cas, le déplacement est important au moment de la rupture ($dx>5,5mm$). Ce déplacement conduit à une modification importante de la géométrie de l'éprouvette avec de fortes déformations plastiques ($\varepsilon_{pl}>3,5$ au centre). Une rupture au niveau des bords ne peut pas être exclue.

Dans le cas des éprouvettes de double cisaillement avec $\alpha_2=-5^\circ$, la rupture complète de l'éprouvette n'est pas observée à la fin des essais, comme le montre la figure III-12 c). Les fissures s'amorcent au niveau des bords, puis se propagent vers le centre des éprouvettes mais sans se rejoindre.

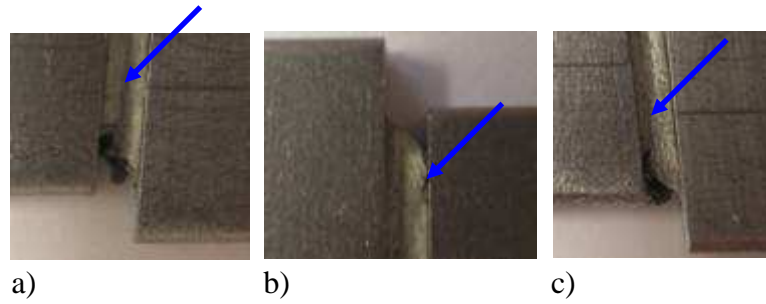


Figure III-10 : Eprouvettes de double cisaillement rompues : a) $\alpha_2=+5^\circ$; b) $\alpha_2=0^\circ$ et c) $\alpha_2=-5^\circ$.

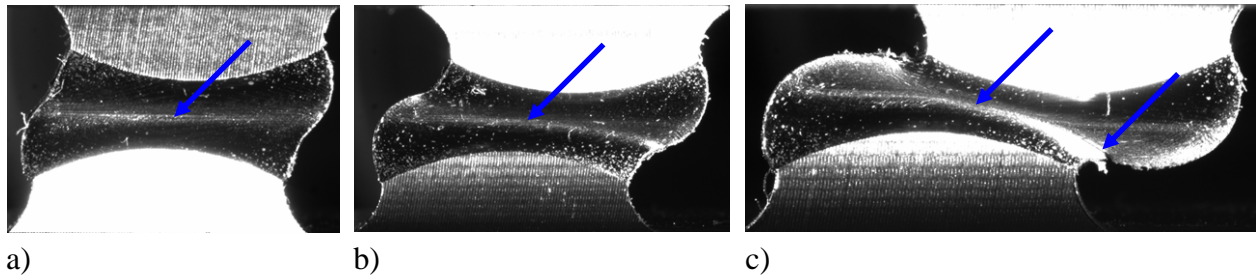


Figure III-11 : Eprouvettes à double courbure rompues : a) $\alpha_3=10^\circ$; b) $\alpha_3=0^\circ$ et c) $F_y=0kN$.

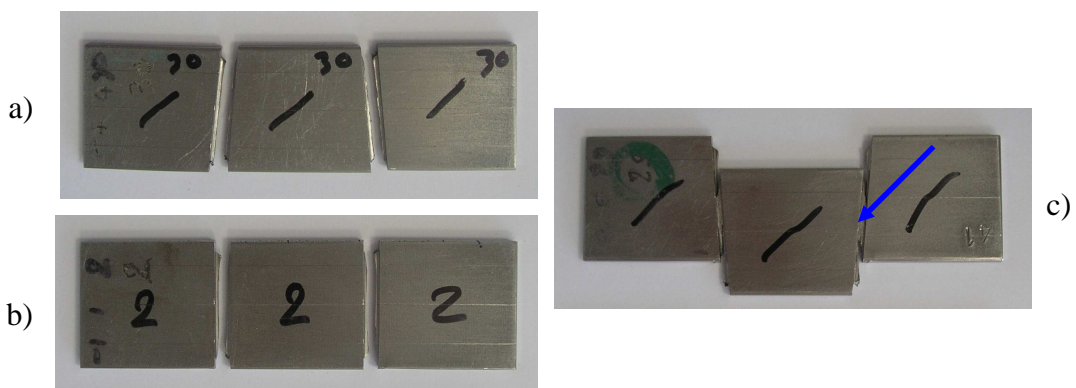


Figure III-12 : Eprouvettes de double cisaillement rompues : a) $\alpha_2=+5^\circ$; b) $\alpha_2=0^\circ$ et c) $\alpha_2=-5^\circ$. (La rupture complète n'est pas observée dans le cas $\alpha_2=-5^\circ$).

Les surfaces de rupture correspondant aux essais de double cisaillement sont montrées sur la figure III-13. Pour chaque type d'éprouvette ($\alpha_2 = -5^\circ$; $\alpha_2 = 0^\circ$; $\alpha_2 = +5^\circ$) trois zones peuvent être observées.

La première correspond aux zones d'amorçage de la rupture aux extrémités des éprouvettes. La seconde correspond à la phase de propagation des fissures. Enfin, la troisième correspond à la phase de rupture finale au centre des éprouvettes. Ces trois zones montrent trois morphologies distinctes de surface de rupture.

Aux extrémités, on distingue la présence de cupules. Elles sont orientées dans le sens du cisaillement. Ces surfaces sont caractéristiques des modes de rupture en cisaillement à faible triaxialité. Cette observation peut être rapprochée de l'état de contrainte montré sur la figure III-4 a) montrant qu'aux extrémités, la triaxialité reste contenue avec des valeurs inférieures à $\eta = 0,3$.

Dans les zones de propagation de la rupture, la présence de cupules est plus rare. Les surfaces de rupture présentent des zones lisses correspondant à de la rupture par glissement. L'observation de l'état de contraintes dans la partie centrale (figure III-3 et III-4 b)) permet de constater que plus la triaxialité est faible, moins les cupules sont visibles. Pour les éprouvettes $\alpha_2 = +5^\circ$, la triaxialité moyenne est égale à $\eta_m = 0,07$, on observe de nombreuses cupules. Pour les éprouvettes $\alpha_2 = -5^\circ$, la triaxialité moyenne est égale à $\eta_m = -0,13$, la surface ne présente que peu de cupules.

Les zones centrales présentent des surfaces de rupture distinctes. Ces zones correspondent à la rupture finale des éprouvettes. Dans le cas $\alpha_2 = -5^\circ$, la rupture n'est pas observée au cours des essais, elle a été provoquée par flexion, de manière à pouvoir dégager les surfaces pour les observations au microscope électronique à balayage.

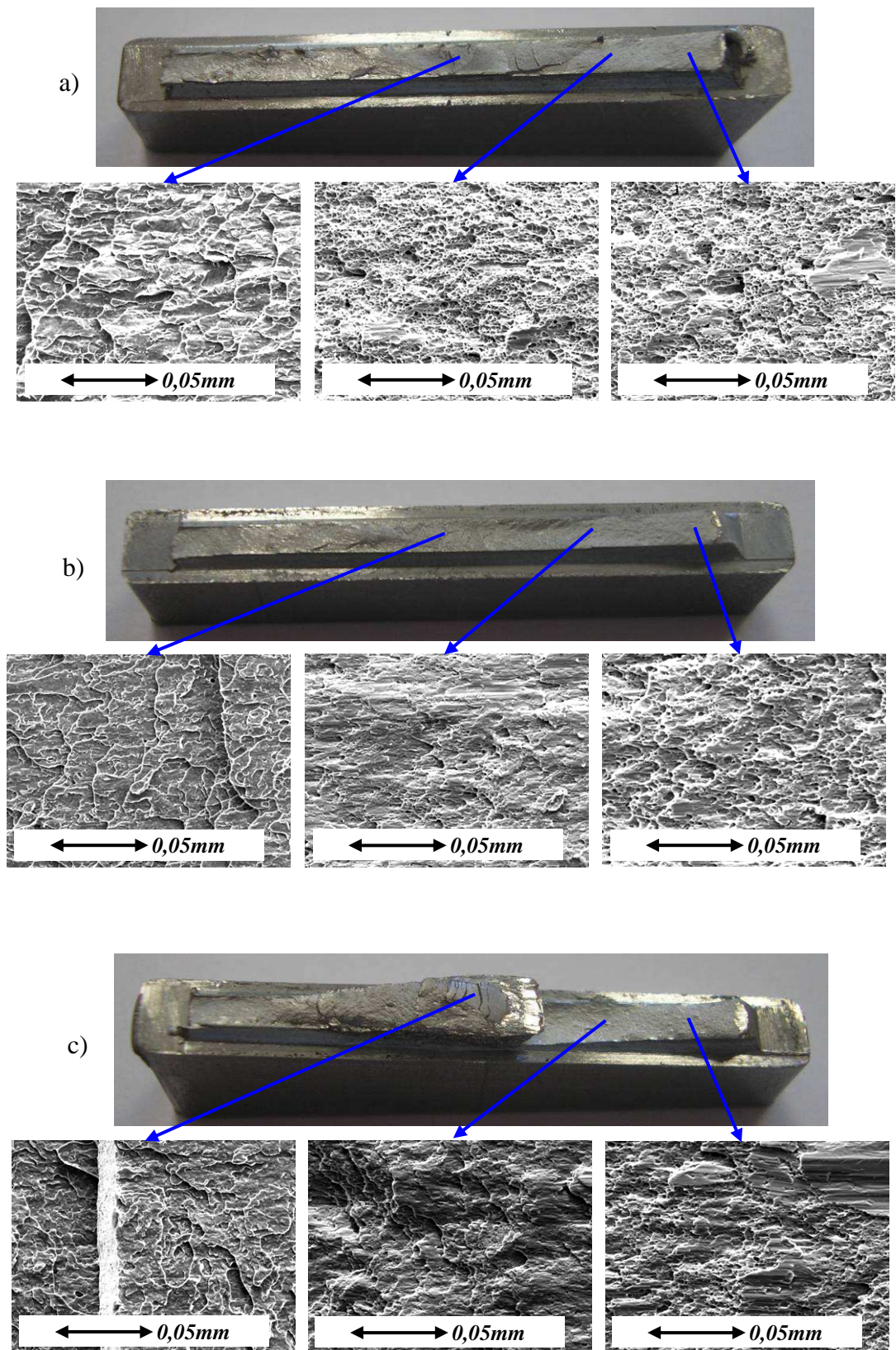


Figure III-13 : Surface de rupture des éprouvettes de double cisaillement : a) $\alpha_2=+5^\circ$; b) $\alpha_2=0^\circ$ et c) $\alpha_2=-5^\circ$.

III-3-c Essais à triaxialité basse (essais sur éprouvettes chapeaux)

Dans le cas des éprouvettes chapeaux, les observations microscopiques ont deux objectifs. Le premier est de vérifier la nature des replis (repère A) observés sur la figure III-7. Le second est d'observer les surfaces de rupture.

Pour vérifier la nature des replis, des essais interrompus ont été réalisés à un déplacement égal à $0,5mm$, soit peu avant la rupture, pour les jeux $j=0,1mm$ et $j=0,2mm$. Les éprouvettes ont ensuite été coupées, polies, puis observées au microscope électronique à balayage. Elles sont montrées sur la figure III-14. Ces observations révèlent la présence de singularités géométriques (repère A) semblables à celles obtenues par simulation numérique.

Pour préciser la nature de ces singularités, les éprouvettes ont été attaquées avec une solution de Nital à 5% de manière à révéler leur microstructure au microscope optique. Une singularité, avant et après attaque, est montrée sur la figure III-15. Il apparaît sur la figure III-15 c) que les grains sur la gauche de la singularité sont fortement allongés (repère A), ils sont équiaxes sur la droite de la singularité (repère B). Le dessus de la singularité apparaît comme une zone de transition (repère C). Ces observations valident le fait que ces singularités sont des replis de la matière et non des fissures comme dans le cas des éprouvettes de double cisaillement. Si les singularités étaient des fissures, les grains, sur la droite de ces dernières seraient allongés et non pas de forme équiaxes.

Ces observations permettent également de mesurer la longueur entre replis notée Δre sur les figures III-14 et III-18. Ces longueurs sont reportées dans le tableau III-5 avec les longueurs issues de calculs. Si la forme des replis et les ordres de grandeur des longueurs de replis sont respectés, on remarque que les longueurs calculées sont plus grandes. Cela est cohérent avec le fait que les efforts calculés soient surestimés comme le montre la figure II-42 a) et illustre le fait que les calculs utilisant une plasticité de von Mises ne peuvent qu'approcher la localisation des déformations plastiques.

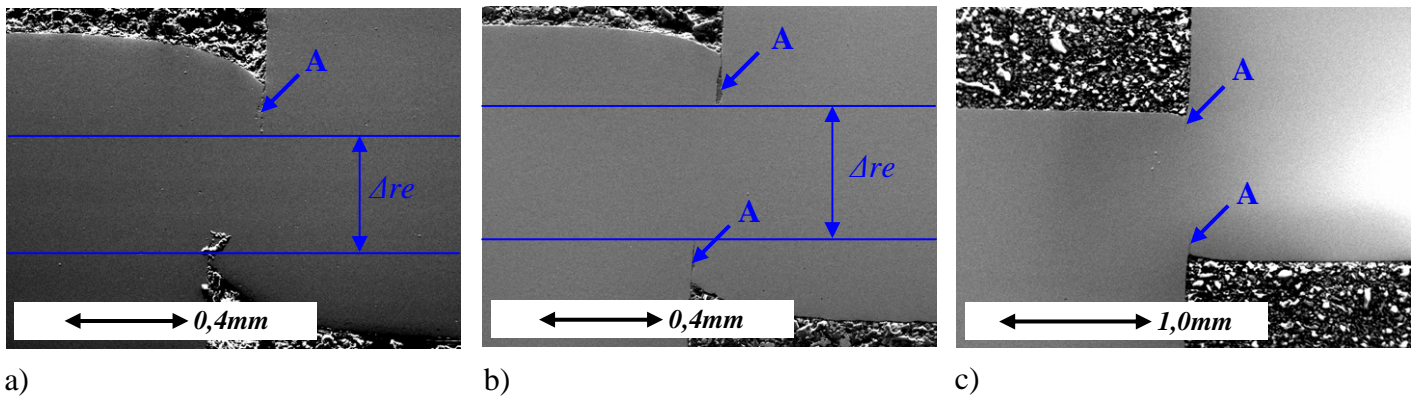


Figure III-14 : Coupe des éprouvettes chapeaux pour un déplacement égal à $0,5\text{mm}$: a) $j=0,2\text{mm}$; b) $j=0,1\text{mm}$; c) $j=0,0\text{mm}$. Les flèches bleues (A) indiquent la présence de singularités géométriques.

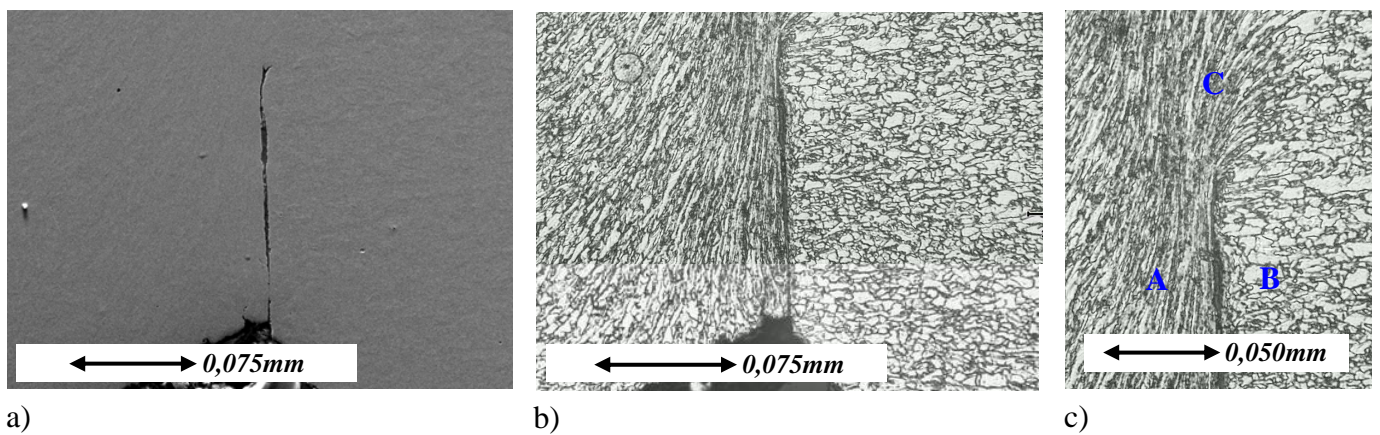


Figure III-15 : Singularité géométrique (cas $j=0,1\text{mm}$) : a) échantillon poli ; b) microstructure révélée ; c) détail de la microstructure.

j (mm)	Δre mesure (mm)	Δre simulation (mm)
0,0	0,60	0,75
0,1	0,42	0,58
0,2	0,37	0,45

Tableau III-5 : Hauteurs Δre issues de mesures et issues de calculs.

A la fin des essais sur éprouvettes chapeaux, on observe la rupture macroscopique des éprouvettes dans les cas $j=0,1mm$ et $j=0,2mm$. La rupture macroscopique s'accompagne d'une brusque chute en effort comme le montre la figure II-18. Pour ces deux cas, les surfaces de rupture peuvent être observées au microscope électronique à balayage. Elles sont montrées sur les figures III-16 et III-17. Dans le cas $j=0,0mm$, on n'observe pas la séparation des éprouvettes en deux parties, ni la décroissance de l'effort d'écrasement. Pour évaluer l'état de la matière des éprouvettes à la fin de l'essai, elles ont été coupées, puis préparées et observées, suivant la même procédure que pour les essais interrompus évoqués au paragraphe précédent. Ces observations sont montrées sur la figure III-18.

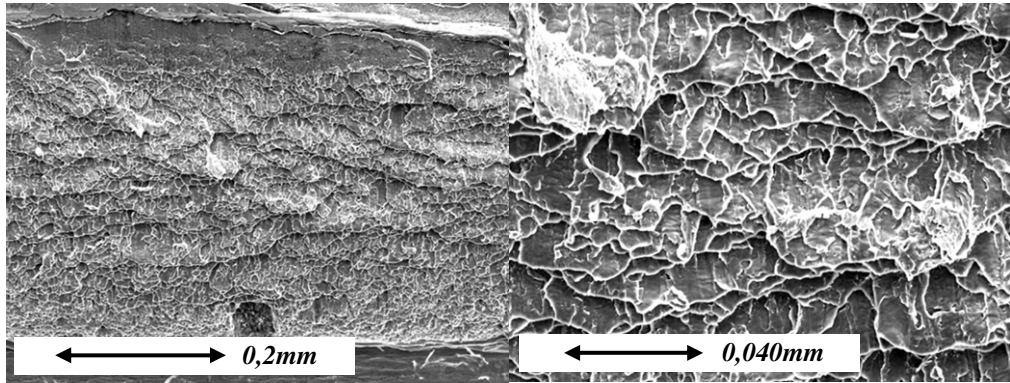
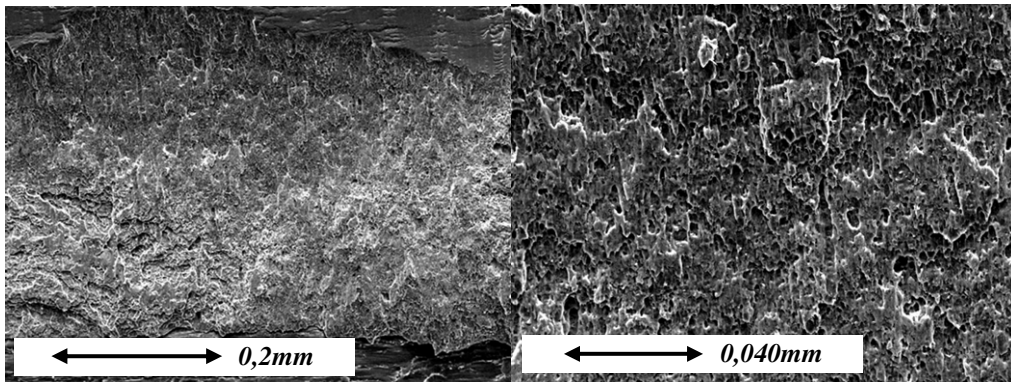
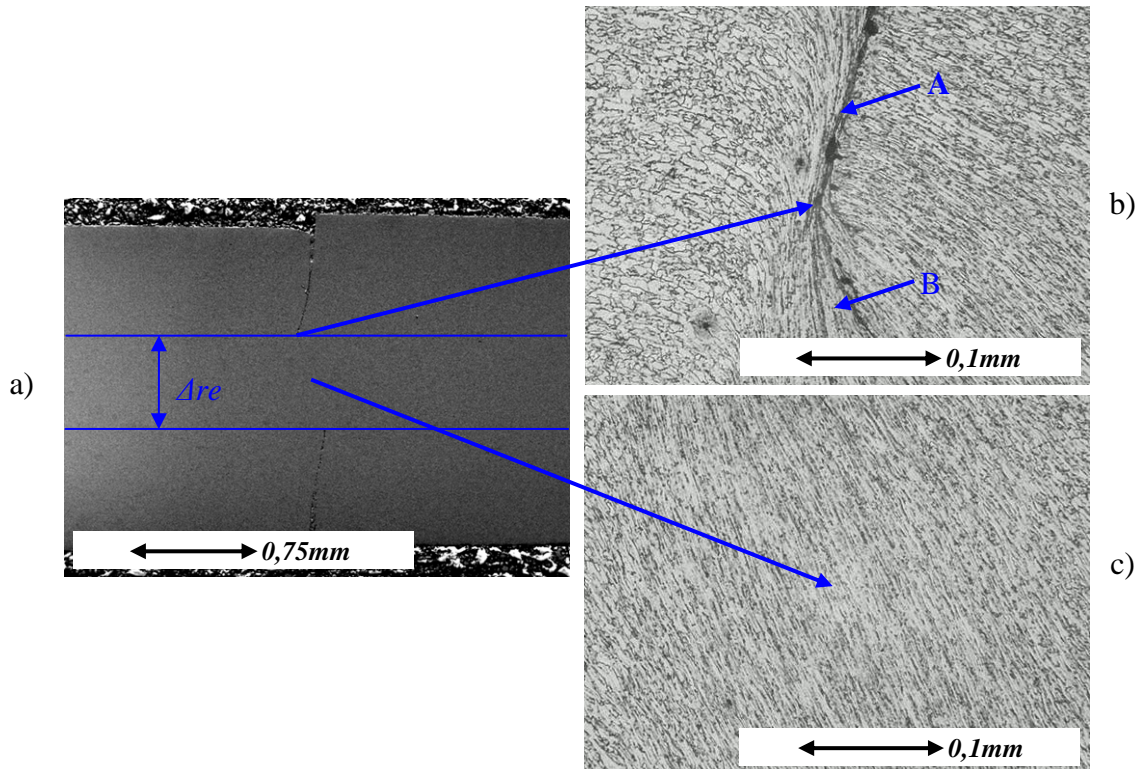
Les surfaces de rupture montrées sur les figures III-16 et III-17 présentent peu de cupules, ce qui est en accord avec le fait que la triaxialité, dans les deux cas $j=0,2mm$ et $j=0,1mm$, est faible et inférieure à $\eta=0,3$. Ces deux surfaces de rupture montrent des morphologies distinctes. La présence de surface plus lisse dans le cas $j=0,1mm$ peut laisser penser que le mécanisme de rupture est le glissement. Cette hypothèse est appuyée par le fait que la triaxialité est inférieure à zéro pendant presque toute la durée de l'essai, comme le montre la figure III-7. Dans le cas $j=0,2mm$ l'interprétation de la surface de rupture est plus difficile. Cela peut être dû au fait que la triaxialité est négative puis positive durant l'essai comme le montre la figure III-7.

Sur la figure III-18 a), on peut remarquer que les singularités géométriques ne se rejoignent pas. La figure III-18 b) révèle la microstructure au voisinage d'une singularité et au centre de l'éprouvette. On observe que les singularités se présentent comme une ligne brisée en deux. La première partie (repère A) correspond à un repli de matière, comme le montre la différence de morphologie des grains à droite et à gauche. La deuxième partie (repère B) semble être, au contraire, une fissure. Au centre des éprouvettes (figure III-18 c)), on n'observe pas de signe de décohésion. Le caractère allongé de la microstructure montre le très fort cisaillement subi par la matière. La très faible triaxialité, inférieure à $\eta=-0,5$, comme le montre la figure III-7, observée durant cet essai, explique que l'on n'observe pas la rupture malgré de très hauts niveaux de déformation, supérieurs à $\varepsilon_{pl}=2,5$ au centre de l'éprouvette.

Les informations sur les modes de rupture recueillies dans cette partie, apportent des informations qualitatives sur les mécanismes d'endommagement et de rupture sous-jacents.

Les observations relatives au lieu de la rupture permettent d'avoir une meilleure vision sur les approximations faites pour le calcul des déformations à la rupture présentées dans la partie III-2.

Les déformations à la rupture sont la base pour l'identification des paramètres des critères de rupture.

Figure III-16 : Faciès de rupture des éprouvettes chapeaux $j=0,2mm$.Figure III-17 : Faciès de rupture des éprouvettes chapeaux $j=0,1mm$.Figure III-18 : Coupe d'une éprouvette chapeau $j=0,0mm$ pour un déplacement égal à $1,4mm$: a) échantillon poli ; b) détail de la microstructure près d'un repli, c) détail de la microstructure au centre.

III-4 Modèle d'endommagement et critère de rupture

La rupture est observée pour la majorité des essais réalisés. Pour modéliser la rupture deux approches sont proposées : utiliser un modèle d'endommagement de Lemaitre ou utiliser un critère de rupture. L'identification des paramètres de ces modèle et critère de rupture est présentée dans les deux sections suivantes.

III-4-a Identification des paramètres du modèle de Lemaitre

Le modèle de Lemaître permet de modéliser le phénomène d'endommagement. Ce phénomène est sensible à la triaxialité et se manifeste par un adoucissement du matériau. Il a été choisi d'identifier les paramètres du modèle de Lemaître, par analyse inverse d'essais de type traction, présentant différentes évolutions de la triaxialité en fonction de la déformation plastique. Trois essais présentés en II-2-c ont été retenus. Il s'agit des essais sur éprouvettes plates de traction (T0), des essais sur éprouvettes entaillées de traction (Te5) et des essais sur éprouvettes de traction à cisaillement induit (C1). Les modèles éléments finis utilisés pour l'analyse inverse sont présentés sur la figure III-19. Etant donnée la symétrie des problèmes, la moitié de l'éprouvette est modélisée dans le cas de l'éprouvette C1 et un huitième des éprouvettes est modélisé dans le cas des éprouvettes T0 et Te5. Compte tenu de la problématique de la dépendance à la taille de maille des problèmes élastoplastiques endommageables [Fayo 2008], cette dernière a été fixée localement à $0,2mm$. Les paramètres du modèle d'écrouissage, obtenus par analyse inverse de l'essai sur éprouvette plate de traction (T0), sont ceux donnés dans le tableau II-13. La fonction coût est construite sur la comparaison entre les courbes effort-déplacement issues de l'expérience et issues du calcul. On peut remarquer sur la figure II-38 b) que les courbes effort-déplacement obtenues avec un modèle élastoplastique sont déjà proches des courbes expérimentales. Cependant, en particulier pour les essais à plus forte triaxialité (éprouvettes Te5), on peut voir que l'effort est surestimé en fin d'essais. On fait ici l'hypothèse que cette surestimation est due au phénomène d'endommagement non pris en compte dans la modélisation précédente. Les paramètres identifiés sont donnés dans le tableau III-6.

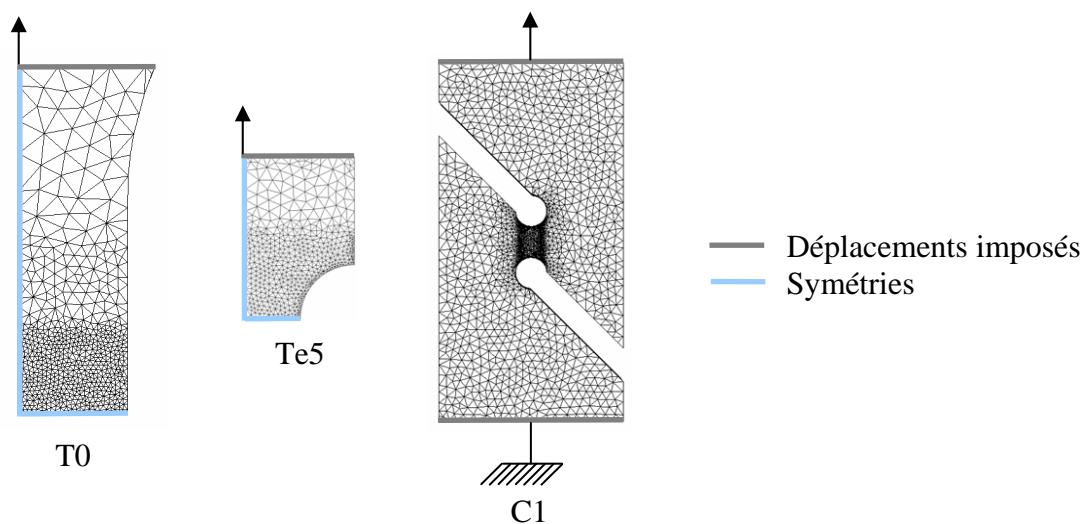


Figure III-19 : Modèles éléments finis des essais de traction sur éprouvettes : T0, Te5 et C1.

Le paramètre h_L est pris égal à 0,2 suivant les données de la littérature [Bour 2009].

ε_d	$S_0 (MPa)$	b_L	D_c
0,15	3,58	4,62	0,15

Tableau III-6 : Paramètres du modèle d'endommagement de Lemaitre (analyse inverse sur essais de traction).

On peut remarquer que par rapport aux valeurs habituellement trouvées dans la littérature pour des nuances d'acier ductile, les paramètres obtenus ici présentent des particularités. Le paramètre ε_d est relativement élevé, et le paramètre D_c est relativement faible. Cela provient du fait que la courbe d'écroutissage, identifiée précédemment sur l'essai de traction, reproduit déjà particulièrement bien la phase de décroissance de la courbe effort-déplacement. L'adoucissement supplémentaire dû à l'endommagement couplé est donc minime. Il n'y a pourtant pas lieu de remettre en cause la loi d'écroutissage et les paramètres identifiés puisque ceux-ci permettent également une excellente représentation de l'essai de compression, où l'endommagement ductile n'intervient pas sur la courbe effort-déplacement.

Les courbes effort-déplacement issues de calculs avec le modèle de Lemaitre sont montrées sur la figure III-20.

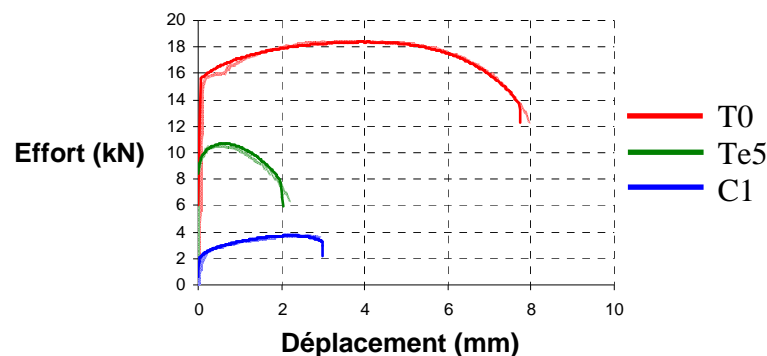


Figure III-20 : Essais de traction T0, Te5 et C1 : courbes effort-déplacement expérimentales (trait clair) et issues de calculs (trait foncé).

On peut observer sur la figure III-20 que les simulations élastoplastiques endommageables avec le modèle de Lemaitre sont proches des observations expérimentales, aussi bien en termes d'effort, que de moment de la rupture. Cependant, une observation plus fine du résultat montre que le modèle ne permet pas de connaître le moment de la rupture avec la même précision pour tous les essais. Ici, le paramètre D_c a été choisi de manière à prévoir le bon moment de la rupture pour l'essai à plus faible triaxialité C1. L'application aux essais à plus forte triaxialité T0 et Te5 montre que la rupture est prédite de manière prématurée. La différence est cependant faible, ce résultat conservatif est plutôt satisfaisant d'un point de vue industriel.

III-4-b Critère de rupture de Xue et Wierzbicki

La base de données expérimentale présentée dans les deux sections précédentes cherche à établir le moment de la rupture caractérisée par la déformation plastique équivalente à la rupture, en fonction de l'état de contrainte caractérisé par la triaxialité et l'angle de Lode. La base de données est construite en utilisant un ensemble d'essais mécaniques analysés par calcul. Cette base de données permet l'identification des paramètres des critères de rupture. Dans un premier temps les résultats obtenus sont synthétisés dans des diagrammes déformation-triaxialité et déformation-angle de Lode.

Au cours des essais sur éprouvettes chapeaux, l'angle de Lode est égal à zéro. L'utilisation de différents jeux et de différents types de configuration (A ou B), pour le chargement des éprouvettes, permet d'examiner un large spectre de triaxialité allant de valeurs très basses, inférieures à $\eta = -0,5$ pour le cas $j = 0,0mm$, à des valeurs plus élevées, supérieures à $\eta = 0,6$ pour le cas $j = 0,05mm$ en configuration B. Sur la figure III-21, le diagramme déformation-triaxialité est tracé pour ce type d'essai. On peut remarquer que, dans le cas des éprouvettes chapeaux, le diagramme déformation-triaxialité ne représente pas une projection mais une coupe de l'espace des contraintes par le plan $\theta_L = 0$. Il convient également de rappeler que l'état de contrainte a été déterminé au centre des éprouvettes, ce qui constitue une approximation relativement forte, au vue de la présence d'effets de bords importants au cours de ces essais.

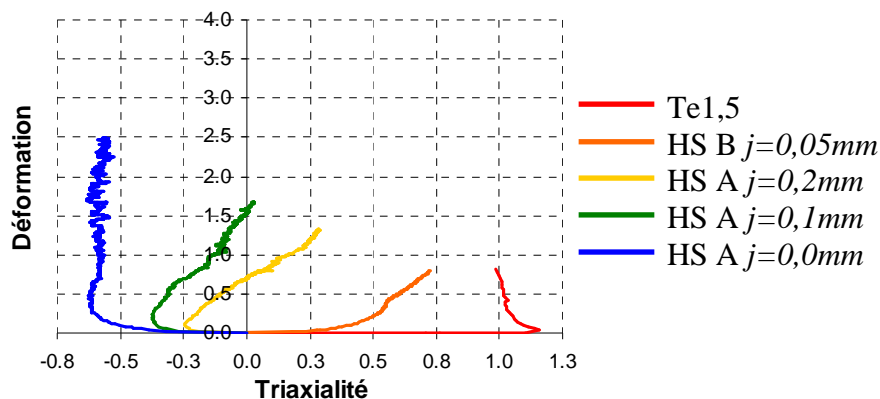


Figure III-21 : Evolution de la triaxialité au cours des essais sur éprouvettes chapeaux. Est également reportée l'évolution de la triaxialité au cours des essais, sur éprouvettes entaillées de traction de type Te1,5, présentés en section IV-2-a. L'angle de Lode pour cette géométrie est très proche de zéro (traction en déformation plane). (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

On observe des effets de bords importants au cours des essais de cisaillement (essais sur éprouvettes chapeaux et essais de double cisaillement). Les essais sur éprouvettes à double courbure cherchent à éviter les effets de bords en localisant les déformations au centre de la partie déformable des éprouvettes. La localisation des déformations au centre des éprouvettes permet de déterminer, par calcul, l'état de contrainte de manière plus précise. Le gain de précision vient du fait que le lieu de la rupture est connu a priori et que l'absence de singularité géométrique permet d'utiliser une discrétisation spatiale moins fine.

Les essais sur éprouvettes de traction et les essais sur éprouvettes à double courbure présentent, tous les deux, une rupture au centre de la partie utile des éprouvettes. Les premiers permettent d'observer la rupture pour des valeurs de triaxialité fortes allant de $\eta=0,3$ à $\eta=0,9$. Les seconds permettent d'observer la rupture pour des valeurs de triaxialité plus basses allant de $\eta=-0,05$ à $\eta=0,2$. Les figures III-22 et III-23 montrent les diagrammes déformation-triaxialité et déformation-angle de Lode pour les essais de traction et les essais sur éprouvettes à double courbure. Dans le cas de ces essais, l'hypothèse relative au lieu de calculs des déformations et état de contraintes (centre des éprouvettes) est valide. Au cours de ces essais, les triaxialités et angles de Lode ne sont pas constants. Les diagrammes déformation-contrainte ne sont plus des coupes mais des projections.

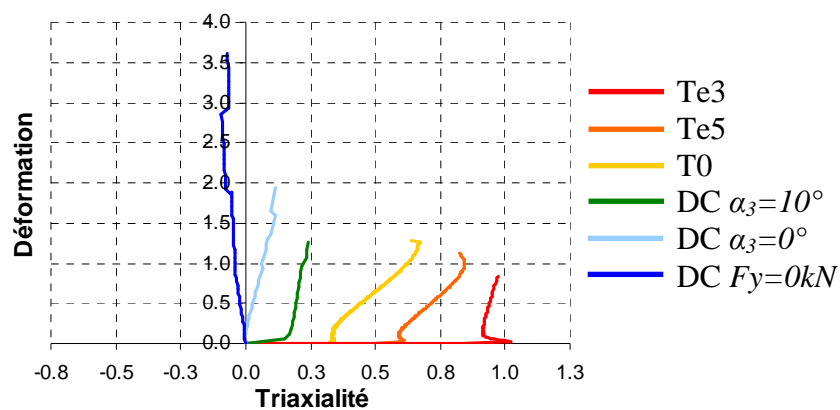


Figure III-22 : Evolution de la triaxialité au cours des essais de traction et au cours des essais sur éprouvettes à double courbure. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

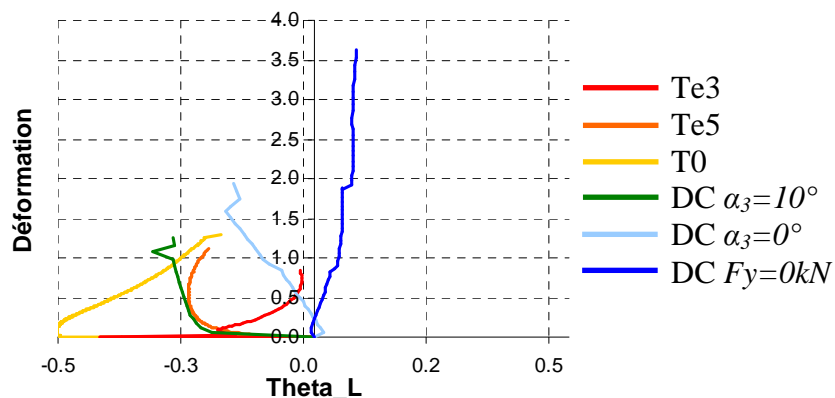


Figure III-23 : Evolution de l'angle de Lode au cours des essais de traction et au cours des essais sur éprouvettes à double courbure. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

On propose d'approximer la déformation à la rupture avec un critère de Xue et Wierzbicki simplifié [Xue 2007]. Le critère proposé postule que la déformation à la rupture $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$, donnée par l'équation III-3, peut être décomposée en un produit d'une fonction de la triaxialité $\mu_\eta(\eta)$ donnée par l'équation III-4 et d'une fonction de l'angle de Lode $\mu_{\theta_L}(\theta_L)$ donnée par l'équation III-5.

Une variable d'endommagement D est définie suivant l'équation III-6. Cette variable caractérise la perte de ductilité du matériau. Elle est égale à zéro lorsque le matériau n'a pas subi de déformation et est égale à un lorsque le matériau a perdu toute capacité à subir une déformation supplémentaire et est rompu.

$$\varepsilon_f(\eta, \theta_L) = \mu_\eta(\eta) \mu_{\theta_L}(\theta_L) \quad (\text{III-3})$$

$$\mu_\eta(\eta) = D_1 e^{-D_2 \eta} \quad (\text{III-4})$$

$$\mu_{\theta_L}(\theta_L) = \gamma + (1 - \gamma) \left(\frac{6|\theta_L|}{\pi} \right)^k \quad (\text{III-5})$$

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \frac{1}{\varepsilon_f(\eta, \theta_L)} d\varepsilon_{pl} \quad (\text{III-6})$$

Quatre paramètres matériau doivent être identifiés : D_1 ; D_2 ; γ et k . Dans la suite, il est postulé que le paramètre k est égal à un. Ce postulat est proposé par L. Xue [Xue 2007]. Il se justifie par le fait que la sensibilité à ce paramètre est limitée. Par ailleurs, la forme de la fonction de dépendance à l'angle de Lode reste une problématique ouverte [Xue 2007], [Duna 2011].

Les paramètres du critère sont identifiés par analyse inverse. La fonction coût est construite en comparant la variable d'endommagement et la valeur un au moment de la rupture expérimentale des essais considérés pour l'identification.

Une première identification est réalisée en se basant sur les essais de traction sur éprouvettes plates (T0) et sur éprouvettes entaillées (Te5 et Te3) et sur l'essai sur éprouvettes chapeaux $j=0,2mm$. Les paramètres obtenus sont reportés dans le tableau III-7.

D_1	D_2	γ	k
2,05	0,64	0,64	1

Tableau III-7 : Paramètres du critère de rupture de Xue et Wierzbicki simplifié.

La surface représentative du critère est montrée sur la figure III-24 a). Les courbes obtenues pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$ sont représentées sur la figure III-24 b), ainsi que les courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et les essais sur éprouvettes chapeaux.

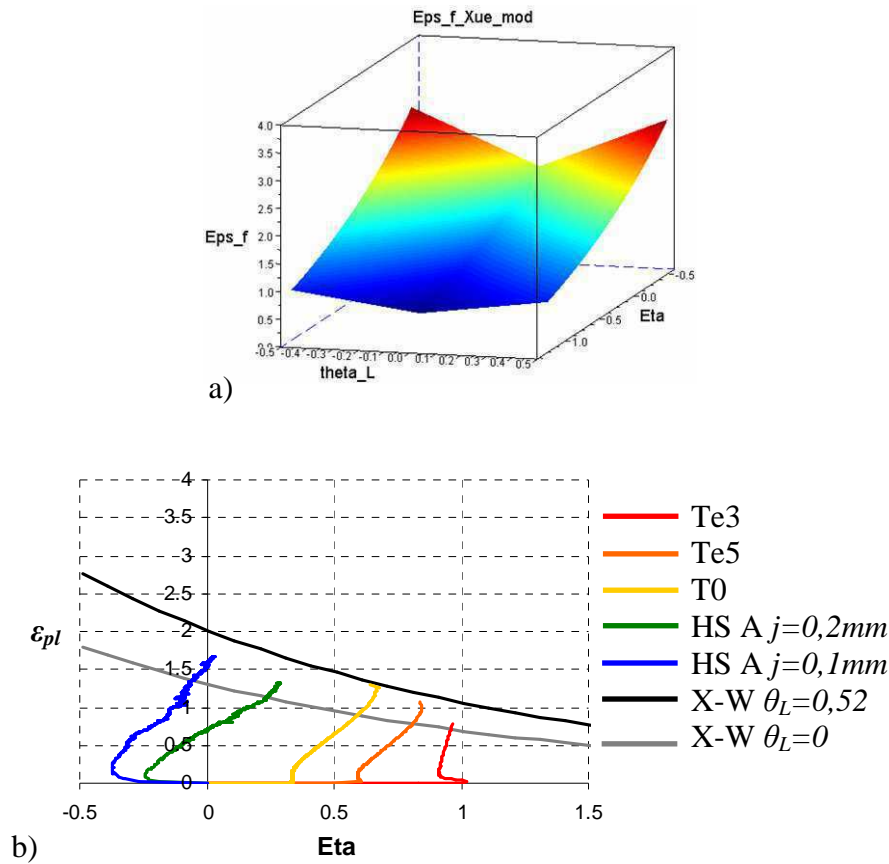


Figure III-24 : a) Surface représentative du critère de Xue et Wierzbicki simplifié.

b) Courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et pour les essais sur éprouvettes chapeaux. Courbes représentatives du critère de Xue et Wierzbicki simplifié pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$.

Une deuxième identification est réalisée en se basant sur les essais de traction sur éprouvettes plates (T0) et sur éprouvettes entaillées (Te5 et Te3) ainsi que sur l'essai sur éprouvette à double courbure $\alpha=0^\circ$. Les paramètres obtenus sont reportés dans le tableau III-8.

$D1$	$D2$	γ	k
2,31	1,01	0,87	1

Tableau III-8 : Paramètres du critère de rupture de Xue et Wierzbicki simplifié.

La surface représentative du critère est montrée sur la figure III-25 a). Les courbes obtenues pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$ sont représentées sur la figure III-25 b), ainsi que les courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et les essais sur éprouvettes chapeaux.

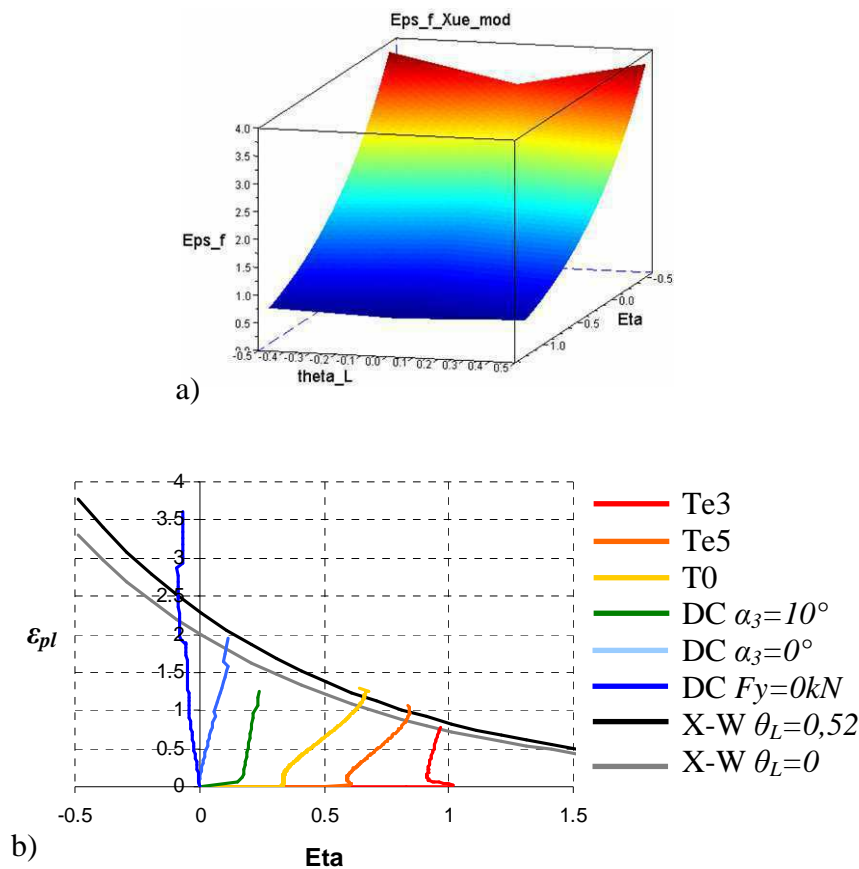


Figure III-25 : a) Surface représentative du critère de Xue et Wierzbicki simplifié.

b) Courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et pour les essais sur éprouvettes à doubles courbure. Courbes représentatives du critère de Xue et Wierzbicki simplifié pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$.

L'identification sur la base des essais de traction et de l'essai sur éprouvettes chapeaux conduit à des valeurs de D_1 et D_2 plus petites que dans le cas de l'identification sur la base des essais de traction et de l'essai sur éprouvettes à double courbure. Pour $\theta_L=0$, la déformation à la rupture donnée par le premier jeu de paramètres est plus petite que la déformation à la rupture donnée par le second jeu de paramètres. Dans le cas des éprouvettes chapeaux, les déformations à la rupture sont calculées au centre de la zone déformée, cela conduit à une sous-estimation de la valeur de déformation comme le montre la figure III-7 a). L'utilisation de ces essais conduit donc à sous-estimer la valeur de la déformation à la rupture.

Par ailleurs, l'observation de la figure III-25 b) montre que les courbes enveloppes du critère ne parviennent pas à inclure les déformations à la rupture dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure $\alpha_3=10^\circ$, pour lesquels la déformation est surestimée ainsi que dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure $F_y=0kN$, pour lesquels la déformation à la rupture est sous-estimée. L'observation de la figure III-25 b) semble indiquer une forte augmentation de la déformation à la rupture lorsque la triaxialité devient négative.

Cette forte augmentation également observée par Y. Bao [Bao 2005] et illustrée par la figure III-26 ne semble pas pouvoir être modélisée avec des fonctions du type III-4.

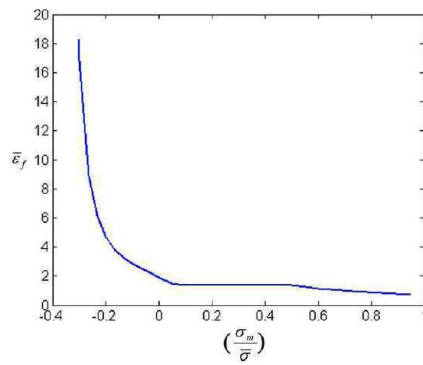


Figure III-26 : Courbe représentative de la déformation à la rupture en fonction de la triaxialité pour un acier 1045 (d'après Y. Bao dans [Bao 2005]).

III-4 Conclusion

Les essais mécaniques présentés au chapitre II sont analysés ici pour déterminer les modes de rupture ainsi que la déformation à la rupture en fonction de l'état de contrainte. La simulation numérique permet de connaître les déformations et états de contrainte au sein des éprouvettes au cours des essais. Les observations macroscopiques et microscopiques permettent de préciser les lieux et les modes de rupture. La base de données expérimentale est ensuite utilisée pour déterminer les paramètres du modèle de Lemaitre ainsi que les paramètres d'un critère de Xue et Wierzbicki simplifié.

Pour les essais à forte triaxialité, comme les essais de traction, les surfaces de rupture montrent un nombre important de cupules qui témoignent de la rupture ductile par coalescence de porosités. Pour les essais à faible triaxialité, comme les essais de double cisaillement, les surfaces de rupture semblent indiquer l'existence de deux modes de rupture, avec la présence de cupules lorsque la triaxialité est supérieure à zéro et la présence de surfaces plus lisses lorsque la triaxialité est inférieure à zéro. Plus la triaxialité est forte, plus la déformation à la rupture est faible. On observe une très forte augmentation de la ductilité pour les triaxialités négatives.

Les paramètres du modèle de Lemaitre ont été identifiés par analyse inverse simultanée de plusieurs essais mécaniques, montrant différents niveaux de triaxialité. Un jeu de paramètres a été obtenu. Il est satisfaisant en terme d'effort mais moins satisfaisant en terme de moment de rupture. Cependant, les incertitudes concernant la modélisation de la plasticité rendent difficiles l'identification des paramètres du modèle d'endommagement qui ne peut être qu'approchée.

De plus les paramètres du modèle de Lemaitre ont été identifiés en se basant sur des essais présentant des taux de triaxialité des contraintes relativement forts ($\eta > 0,1$). Bien que non rapportée dans le présent manuscrit, l'application du modèle de Lemaitre, avec le jeu de paramètres identifiés précédemment, aux essais présentant une triaxialité proche ou inférieure à zéro (essais de double cisaillement, essais sur éprouvettes à double courbure et essais sur éprouvettes chapeaux) ne permet pas de modéliser correctement la rupture du matériau. Au moment de la rupture, l'endommagement D atteint des valeurs inférieures à D_c .

Ces observations s'expliquent par le fait que, pour le modèle de Lemaitre, l'influence de l'état de contrainte sur la croissance de l'endommagement n'est sensible qu'à la contrainte équivalente au sens de von Mises et à la pression hydrostatique (voir équation I-54 du taux de restitution d'énergie élastique).

Par ailleurs, l'utilisation d'un modèle élastoplastique de von Mises seul (sans couplage endommagement comportement) permet d'avoir une bonne approximation des courbes effort-déplacement des essais mécaniques. On peut donc se poser la question de la légitimité du recours à un modèle d'endommagement couplé au comportement pour modéliser le comportement du matériau, objet de l'étude (acier S420MC).

Pour les raisons précédentes, il est choisi de se focaliser sur l'approche par critères de rupture.

Le critère de Xue et Wierzbicki simplifié, en offrant une dépendance à la triaxialité et à l'angle de Lode, semble plus à même de modéliser la rupture pour des essais mécaniques présentant des modes de sollicitation variés. Le recours à un critère de rupture sans couplage endommagement comportement est légitime dans le cas de l'acier S420MC étant donné que le caractère adoucissant du phénomène d'endommagement semble limité pour ce matériau.

Les déformations à la rupture en fonction de l'état de contrainte permettent d'identifier les paramètres d'un critère de rupture de Xue et Wierzbicki simplifié. Le critère semble être satisfaisant pour la modélisation des essais à triaxialité positive. Il semble moins satisfaisant pour modéliser la forte augmentation de la ductilité observée pour les triaxialités négatives.

Sous faible triaxialité, on observe la rupture de manière très tardive comme : dans le cas des essais sur éprouvettes à double courbure pour $F_y=0kN$, dans le cas des éprouvettes de double cisaillement pour $\alpha_2=-5^\circ$ et dans le cas des éprouvettes chapeaux pour $j=0,0mm$. Dans la littérature, il est souvent considéré qu'en deçà d'une certaine limite en triaxialité, il n'y a pas d'augmentation de l'endommagement. Cette considération semble étayée par le fait que l'on observe peu de cupules dans le cas de la rupture des éprouvettes de double cisaillement pour $\alpha_2=-5^\circ$. Cependant, lorsque la matière est déformée sous de faibles triaxialités, elle est l'objet de transformations comme le montre, par exemple, l'apparition d'une texture morphologique très marquée pour les essais sur éprouvettes chapeaux $j=0,0mm$. On peut penser que ces transformations modifient l'évolution de l'endommagement lorsque la matière est à nouveau soumise à des déformations sous triaxialité positive. Cela a été observé par Y. Bao dans [Bao 2004b] et plus récemment par P.O. Bouchard dans [Bouc 2008] lors d'essais de compression, suivis d'essais de traction. Cette modification de l'évolution de l'endommagement conduit à une modification de la ductilité.

On observe le passage de basses triaxialités à de fortes triaxialités, notamment lorsque la matière est mise en forme puis sollicitée durant la vie en service d'une pièce mécanique. Le chapitre IV a pour objet l'étude de l'effet de prédéformation sur les propriétés mécaniques, et notamment la déformation à la rupture.

Chapitre IV :

Essais mécaniques sur éprouvettes prédéformées

IV-1 Introduction

Lorsque la matière est mise en forme par semi-découpe, de hauts niveaux de déformations plastiques sont atteints sans que l'on observe la rupture à l'échelle macroscopique. Cependant le matériau subit des transformations qui modifient son comportement. La nature de ces modifications se pose lorsque l'on considère le cycle de vie d'une pièce semi-découpée dans son ensemble. Au cours de la phase de service, les zones déformées pendant la mise en forme peuvent à nouveau être chargées mécaniquement. Sous quelles conditions le matériau va-t-il à nouveau s'écouler puis se rompre ?

Au chapitre précédent, il est apparu que les critères de rupture ne sont pas bien déterminés dans les zones de triaxialité négative. La question de la modification de la ductilité due à ce type de sollicitation reste ouverte. Dans la littérature, peu de résultats sont disponibles pour des chargements, à basse puis à forte triaxialité (donc non proportionnels), dans le domaine des faibles angles de Lode. J.W. Bridgman [Brid 1952] réalisa des essais de poinçonnement sous pression hydrostatique suivis de poinçonnement à la pression atmosphérique jusqu'à la rupture. G.R. Johnson et W.H. Cook [John 1985] réalisèrent des essais de torsion suivis d'essais de traction. Enfin Y. Bai [Bai 2008] utilisa des éprouvettes à double courbures pour réaliser des essais de cisaillement suivis d'essais de traction en déformation plane.

Les essais présentés dans ce chapitre cherchent à caractériser la perte de ductilité du matériau due à des prédéformations à faible angle de Lode et triaxialité basse. Ils donnent également des informations sur la contrainte d'écoulement. Ce sont des essais en deux étapes. Dans un premier temps, des éprouvettes sont prédéformées sous faible triaxialité. Puis, dans un deuxième temps, elles sont déformées jusqu'à la rupture sous une triaxialité plus forte.

En première section sont présentés des essais de cisaillement suivis d'essais de traction. En deuxième section sont présentés des essais de semi-découpe suivis d'essais de poinçonnement. Ces essais sont analysés par simulation numérique en utilisant les mêmes méthodologies de mise en données et d'analyse que celles présentées dans le chapitre III. L'état de contrainte et les déformations à la rupture sont évalués. Dans la dernière section les données expérimentales sont utilisées pour proposer des extensions des critères de rupture au domaine des triaxialités négatives.

IV-2 Cisaillement d'éprouvettes puis essais de traction

IV-2-a Essais avec éprouvettes de double cisaillement

Le premier type d'essai proposé est basé sur l'essai de double cisaillement présenté en II-2-d. Des éprouvettes sont d'abord prédéformées en cisaillement. Elles sont ensuite usinées de manière à extraire des éprouvettes de traction comme le montre la figure IV-1. Enfin les éprouvettes extraites sont chargées en traction jusqu'à la rupture. Des essais de traction sont également réalisés sur des éprouvettes ayant la même géométrie, mais obtenues par usinage dans le matériau non prédéformé. L'effort en fonction du déplacement est mesuré au cours des essais. La géométrie des éprouvettes, le dispositif expérimental, ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en annexe A-IV-2.

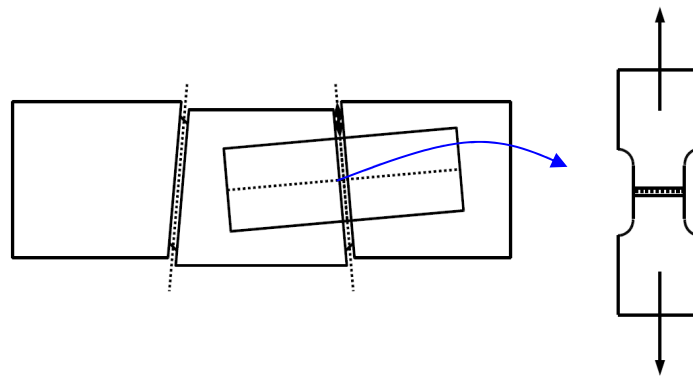


Figure IV-1 : Principe de l'essai de traction sur éprouvette prédéformée par un essai de double cisaillement.

Deux cas sont considérés ici. Le premier est un essai de traction sur une éprouvette prédéformée en double cisaillement pour laquelle $\alpha_2=0^\circ$ et $d_{ep}=1,7mm$ (Te1,5 prédéformée). Le deuxième cas est un essai de traction sur éprouvette non prédéformée (Te1,5). Les courbes effort-déplacement expérimentales et issues de calculs sont données sur la figure IV-2.

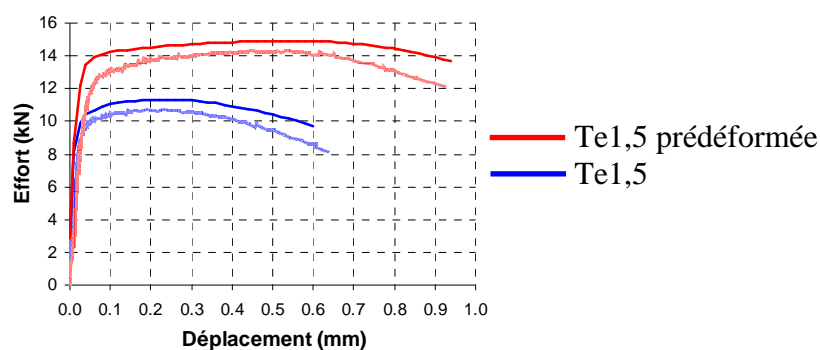


Figure IV-2 : Essai de traction sur éprouvettes prédéformées et non prédéformées : courbes effort-déplacement expérimentales (trait clair) et issues de calculs (trait foncé).

Sur la figure IV-2 on peut observer que l'effort et le déplacement à la rupture sont plus importants dans le cas de l'essai sur éprouvette prédéformée que dans le cas de l'essai sur éprouvette non prédéformée. En première approche, ce résultat pourrait faire penser à une augmentation de la ductilité due à la prédéformation.

Pour analyser ce résultat les champs de déformation et de contrainte doivent être observés. Le champ de déformation plastique équivalente au début de l'essai et avant la rupture est montré sur la figure IV-3. Le champ de triaxialité avant la rupture est montré sur la figure IV-4.

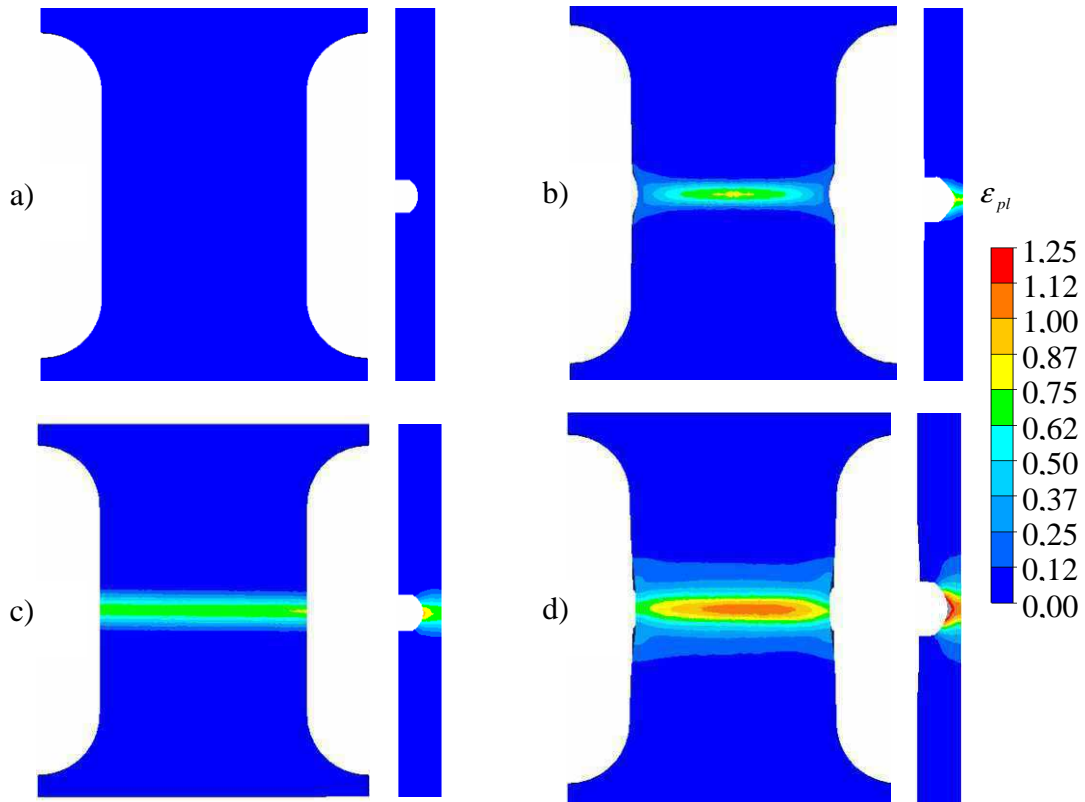


Figure IV-3 : Champ de déformation plastique équivalente aux plans de symétries : a) initial sur éprouvette non prédéformée ; b) avant la rupture sur éprouvette non prédéformée ; c) initial sur éprouvette prédéformée ; d) avant la rupture sur éprouvette prédéformée.

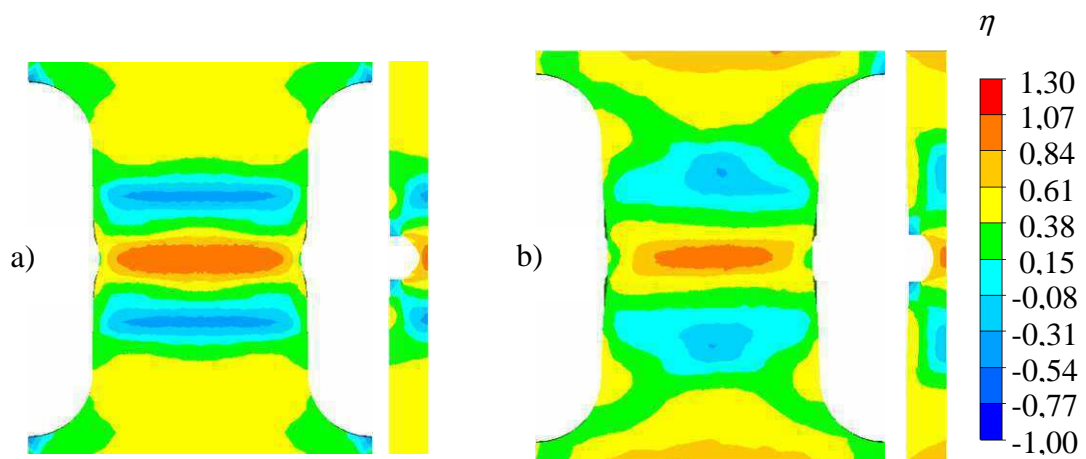


Figure IV-4 : Champ de triaxialité aux plans de symétrie : a) avant la rupture sur éprouvette non prédéformée ; b) avant la rupture sur éprouvette prédéformée.

Sur la figure IV-3 c), on peut observer le champ de déformation initial sur l'éprouvette de traction prédéformée. La déformation est localisée dans la section entaillée de l'éprouvette. Elle a une valeur au centre de $\varepsilon_{pl}=0,74$. Les éprouvettes de traction prédéformées et non prédéformées ont une géométrie très proche. L'écroutissement explique que l'effort résultant est plus grand pour la première. En observant les champs sur la figure IV-3 b) et d), on constate que la déformation est plus localisée dans le cas de l'éprouvette non prédéformée. La différence de déplacement entre les deux cas ne peut donc pas être directement interprétée en terme de ductilité. Au cours de ces essais de traction, la triaxialité est maximale au centre des éprouvettes, comme le montre la figure IV-4. Bien que les déformations soient maximales en surface, on peut faire l'hypothèse que la rupture a lieu au centre dans la zone de plus forte triaxialité. L'évolution de la déformation en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes est tracée sur la figure IV-5 a). On définit la déformation relative $\Delta\varepsilon_{pl}$ comme la déformation plastique équivalente durant une étape d'un essai mécanique. L'évolution de la déformation relative au centre des éprouvettes en fonction de la triaxialité et durant la phase de traction est tracée sur la figure IV-5 b).

Les valeurs de déformation relative, déformation, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen sont données dans le tableau IV-1.

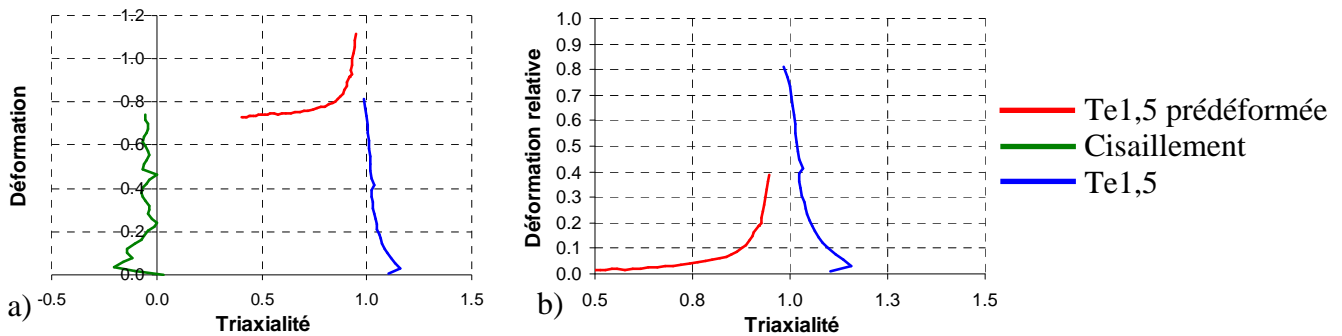


Figure IV-5 : a) Evolution de la déformation plastique équivalente au centre des éprouvettes en fonction de la triaxialité au cours de la phase de cisaillement puis au cours de la phase de traction. b) Evolution de la déformation relative en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes au cours des essais de traction sur éprouvettes prédéformées et sur éprouvettes non prédéformées. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl\text{ totale}}$	η_m	θ_{Lm}
Cisaillement	0,74	0,74	-0,06	0,04
Traction prédéformée	0,39	1,13	0,88	-0,09
Traction non prédéformée	0,81	0,81	1,04	0,00

Tableau IV-1 : Déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen pour les essais sur éprouvettes prédéformées et sur éprouvettes non prédéformées.

Pour les deux éprouvettes, l'angle de Lode au centre est proche de zéro. Cela vient de leur géométrie qui induit un état de contrainte proche de celui rencontré lors d'essais de traction en déformation plane. Durant la phase de traction la triaxialité est forte. La triaxialité moyenne est de $\eta_m=0,88$ pour l'éprouvette prédéformée et de $\eta_m=1,04$ pour l'éprouvette non prédéformée.

(Les éprouvettes prédéformées et non prédéformées ont une géométrie initiale très proche. Cependant le champ de déformation initial des éprouvettes prédéformées est non nul et non homogène. Cela entraîne une différence dans l'évolution de la triaxialité entre les deux types d'éprouvettes.)

La déformation totale est plus grande dans le cas de l'éprouvette ayant subi un premier incrément de déformation en cisaillement, comme le montre la figure IV-5 a) et le tableau IV-1. La déformation totale à la rupture est de $\varepsilon_{pl}=1,13$ dans le cas de l'éprouvette prédéformée et de $\varepsilon_{pl}=0,81$ dans le cas de l'éprouvette non prédéformée. Le déplacement à la rupture aux extrémités des éprouvettes est plus grand dans le cas de l'éprouvette prédéformée en cisaillement, cependant les déformations sont moins localisées. Si on considère l'incrément de déformation plastique équivalente ayant lieu durant la phase de traction, la déformation plastique équivalente est plus faible dans le cas de l'éprouvette prédéformée $\Delta\varepsilon_{pl}=0,39$. Ainsi, bien que la triaxialité soit plus faible, la déformation à la rupture est plus petite dans le cas où l'éprouvette a subi une prédéformation par cisaillement. La prédéformation a induit une perte de ductilité relative par rapport à l'essai de référence sur éprouvettes non prédéformées illustrée par la figure IV-5 b).

IV-2-b Essais avec éprouvettes à double courbure

Le deuxième type d'essais proposé est basé sur les essais sur éprouvettes à double courbure présentés en II-2-d. Il met à profit les fonctionnalités de la machine de sollicitation biaxiale. Les essais se déroulent en deux temps comme l'illustre la figure IV-6. Les éprouvettes sont d'abord prédéformées en cisaillement ($F_y=0kN$). Après déchargement, les éprouvettes sont chargées en traction jusqu'à la rupture ($\alpha_3=90^\circ$). L'effort en fonction du déplacement est mesuré au cours des essais. La géométrie des éprouvettes, le dispositif expérimental, ainsi que les résultats expérimentaux sont donnés en annexe A-V-2.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 1% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 6% (pour la configuration « Traction prédéf. B » présentée ci-après, le déplacement à la rupture est plus dispersé).

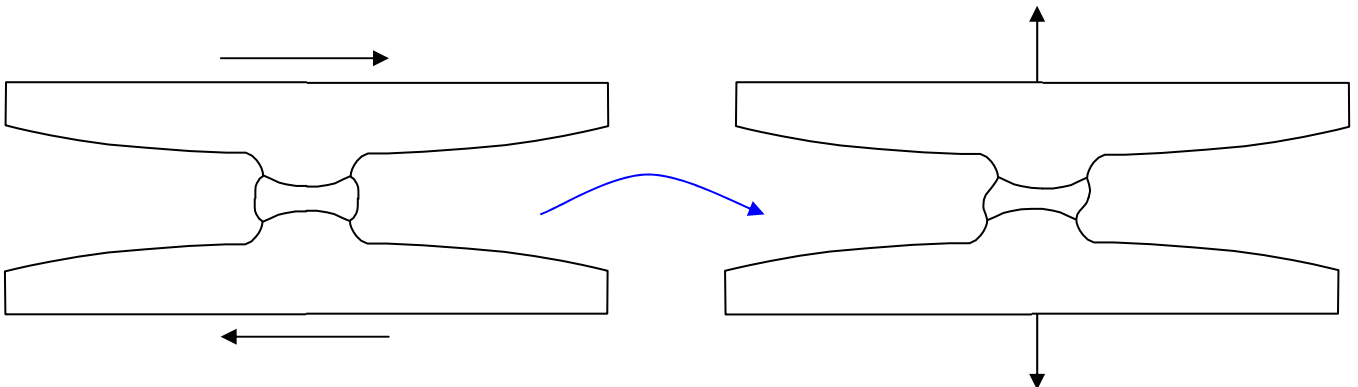


Figure IV-6 : Principe de l'essai de traction sur éprouvette à double courbure prédéformée.

On considère d'abord un premier essai où le déplacement, au cours de la phase de cisaillement, est égal à $d_{ep}=1,6mm$. Les courbes effort-déplacement expérimentale et issue du calcul correspondant à la phase de traction sont montrées sur la figure IV-7.

Au cours de la phase de cisaillement, les éprouvettes subissent d'importantes modifications géométriques. Il n'est plus possible, dans ce cas, d'usiner des éprouvettes de même géométrie dans le matériau non prédéformé comme cela avait été fait dans la section précédente.

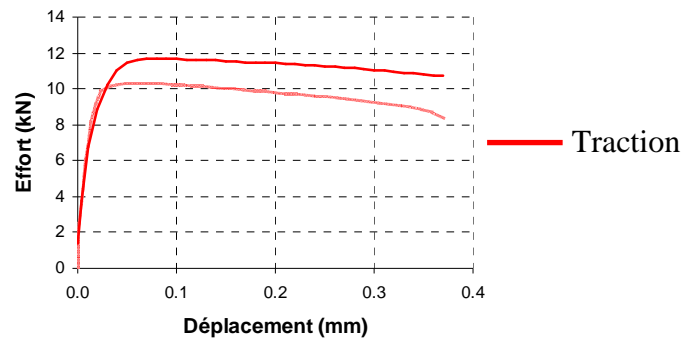


Figure IV-7 : Essai de traction sur éprouvettes à double courbure prédéformées en cisaillement: courbe effort-déplacement expérimentale (trait clair) et issue du calcul (trait foncé). (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Après analyse de l'état de déformation et de contrainte, il apparaît que durant la phase de traction la triaxialité est maximale au centre de l'éprouvette. On peut faire l'hypothèse que la rupture a lieu au centre dans la zone de plus forte triaxialité. L'évolution de la déformation en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes est tracée sur la figure IV-8. Les valeurs de déformation relative, déformation, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen sont données dans le tableau IV-2.

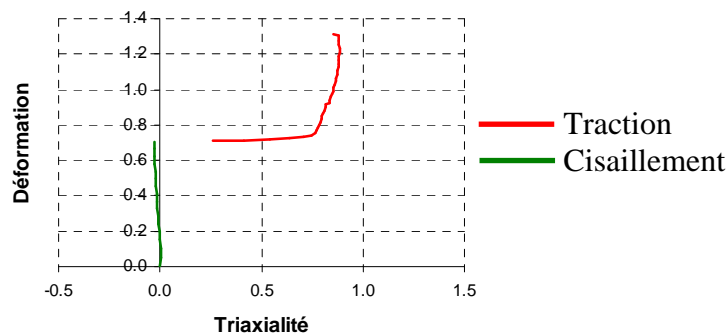


Figure IV-8 : Evolution de la déformation en plastique équivalente fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes au cours de la phase de cisaillement puis au cours de la phase de traction. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

<i>Essai</i>	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl\text{ totale}}$	η_m	θ_{Lm}
<i>Cisaillement</i>	0,71	0,71	-0,01	0,01
<i>Traction prédéformée</i>	0,57	1,28	0,83	-0,02

Tableau IV-2 : Déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen pour les essais sur éprouvettes à double courbure.

Au centre des éprouvettes, l'angle de Lode est proche de zéro. La triaxialité est forte et a pour valeur moyenne $\eta_m=0,83$. La déformation totale est égale à $\varepsilon_{pl}=1,28$ et l'incrément de déformation en traction est égal à $\Delta\varepsilon_{pl}=0,57$.

Cet essai utilisant des éprouvettes à double courbure peut être rapproché de l'essai utilisant des éprouvettes de double cisaillement, car les états de contrainte et de déformation sont proches. Les mêmes tendances sont observées.

On peut aussi comparer ces résultats avec ceux obtenus pour des essais de traction sur éprouvettes entaillées à forte triaxialité et faible angle de Lode, comme ceux présentés en IV-2-a (Te1,5) et ceux présentés en II-2-c (Te3). On rappelle que pour les éprouvettes Te1,5, la triaxialité moyenne est de $\eta_m=1,04$ et la déformation à la rupture est de $\varepsilon_{pl}=0,81$. Pour les éprouvettes Te3, la triaxialité moyenne est de $\eta_m=0,94$ et la déformation à la rupture est de $\varepsilon_{pl}=0,84$. On rappelle également que la rupture en cisaillement ($F_y=0kN$) a été observée pour une déformation de $\varepsilon_{pl}=3,6$ (III-2-b). Les déformations à la rupture atteintes, lors de la phase de traction, au cours des essais en deux étapes, sont inférieures aux déformations à la rupture atteintes lors des essais de traction sur éprouvette usinée non prédéformée et ayant une triaxialité proche. La prédéformation en cisaillement induit une perte de ductilité relative par rapport aux essais de référence sur les éprouvettes non prédéformées.

Par ailleurs, l'observation des figures II-38 b) IV-2 et IV-7 montre que les efforts calculés surestiment systématiquement les efforts expérimentaux. On peut penser que l'anisotropie ou une sensibilité à l'angle de Lode sont à l'origine de ces observations.

On considère maintenant trois essais où les déplacements, au cours de la phase de cisaillement ($F_y=0kN$), sont égaux à $d_{ep}=\{1,6 ; 3,3 ; 5,0\}mm$. On nomme Traction prédéf. A, Traction prédéf. B et Traction prédéf. C les essais de traction ($\alpha_3=90^\circ$) réalisés sur les éprouvettes prédéformées en cisaillement avec des déplacements égaux à $d_{ep}=1,6mm$, $d_{ep}=3,3mm$ et $d_{ep}=5,0mm$ respectivement. Les courbes effort-déplacement expérimentales et issues de calculs correspondant à la phase de traction sont montrées sur la figure IV-9. Les essais considérés ici sont à faible angle de Lode. Dans le but d'obtenir des résultats numériques plus proches des résultats expérimentaux, les paramètres du tableau II-14, paramètres du modèle d'écrouissage identifiés avec un essai de cisaillement, sont utilisés. Ce choix est notamment justifié par l'observation de la figure II-44.

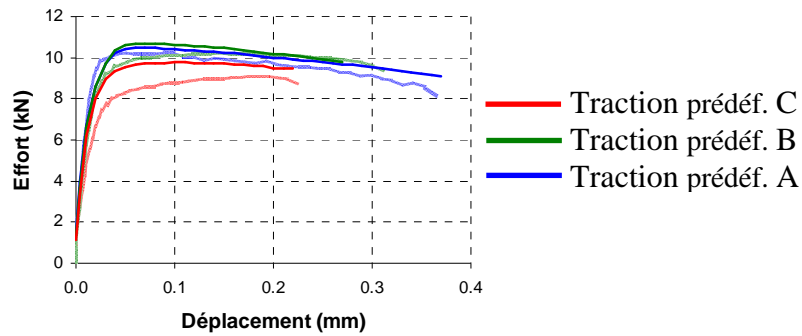


Figure IV-9 : Essai de traction sur éprouvettes à double courbure prédéformées en cisaillement : courbes effort-déplacement expérimentales (trait clair) et issues de calculs (trait foncé).

L'évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes et jusqu'à la rupture est tracée sur la figure IV-10. Les valeurs de déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen sont données dans le tableau IV-3.

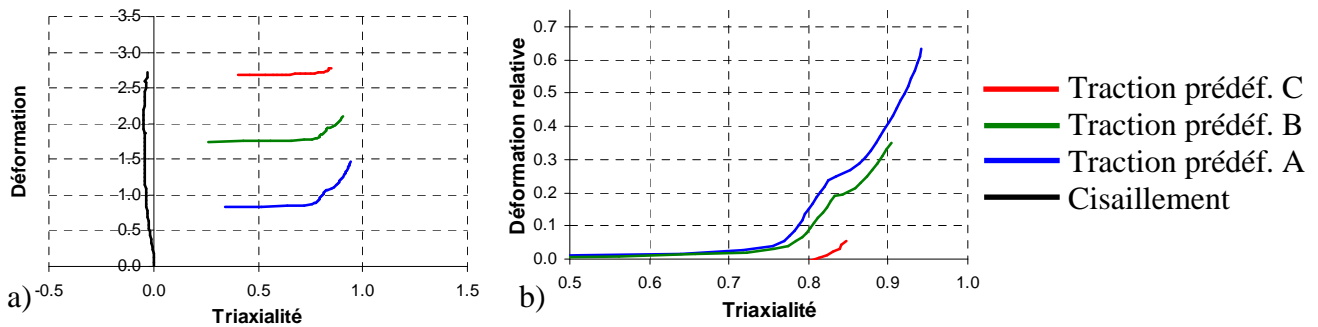


Figure IV-10 : a) Evolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes au cours de la phase de cisaillement, puis au cours de la phase de traction. b) Evolution de la déformation relative en fonction de la triaxialité au centre des éprouvettes au cours des essais de traction sur éprouvettes à double courbure prédéformées. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl} totale$	η_m	θ_{Lm}
Cisaillement $d=1,6mm$	0,83	0,83	-0,01	0,01
Traction prédéformée A	0,63	1,46	0,85	-0,00

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl} totale$	η_m	θ_{Lm}
Cisaillement $d=3,3mm$	1,75	1,75	-0,03	0,01
Traction prédéformée B	0,35	2,1	0,82	-0,05

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl} totale$	η_m	θ_{Lm}
Cisaillement $d=5,0mm$	2,73	2,73	-0,03	0,00
Traction prédéformée C	0,05	2,78	0,84	0,00

Tableau IV-3 : Déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen au cours des essais sur éprouvettes à double courbure prédéformées.

Les résultats du tableau IV-3 sont synthétisés sur la figure IV-11 où l'incrément de déformation plastique équivalente en traction est tracé en fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente en cisaillement.

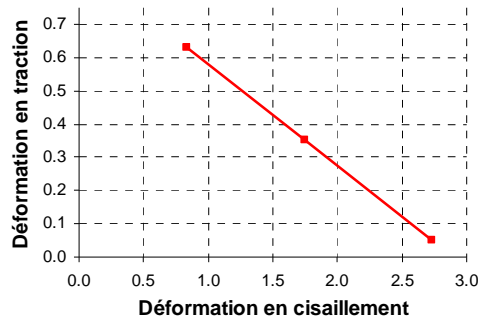


Figure IV-11 : Incrément de déformation plastique équivalente en traction en fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente en cisaillement au centre des éprouvettes. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

On observe sur cette dernière figure que, plus la prédéformation est importante, plus la perte de ductilité relative est grande. La tendance semble être linéaire. Pour le plus haut niveau de prédéformation en cisaillement, $\varepsilon_{pl}=2,73$, le matériau a perdu presque toute capacité à se déformer sous forte triaxialité.

Les moyens d'essais, les mesures d'efforts, de déplacement et de géométrie des éprouvettes, sont donnés en annexe.

Les vitesses de déplacement des éléments mobiles des machines d'essais ont été choisies égales à $0,01mm \cdot s^{-1}$. Ces vitesses ont été choisies de manière à limiter les temps de manipulation tout en assurant la réalisation des essais dans de bonnes conditions de sécurité pour les personnes et les matériels. Par ailleurs, les vitesses choisies permettent de respecter l'hypothèse de quasi-statisme dans laquelle s'inscrit ce travail (voir section II-2-f). Les vitesses de déformation plastique équivalente au centre des éprouvettes sont limitées. Elle sont comprises entre $\dot{\varepsilon}_{pl} = 0,002s^{-1}$ et $\dot{\varepsilon}_{pl} = 0,04s^{-1}$. Les essais montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, la dispersion des efforts et des déplacements au moment de la rupture est inférieure à 6%.

IV-3 Semi-découpe d'éprouvettes puis essais de poinçonnement

L'essai de semi-découpe a pour objectif de mettre en forme des éprouvettes présentant un plot de forme cylindrique par le procédé de semi-découpe présenté en I-2.

Ces éprouvettes sont utilisées dans un premier temps, au cours d'essais de poinçonnement, dans le but d'évaluer l'influence de la mise en forme sur le comportement du matériau (section IV-3-b).

Les éprouvettes obtenues par semi-découpe sont utilisées dans un second temps, au cours d'essais d'arrachement, dans un but de validation (section VI-2).

Des essais de poinçonnement sont également réalisés sur des éprouvettes usinées n'ayant donc subi aucune prédéformation (section IV-3-b).

IV-3-a Semi-découpe et usinage d'éprouvettes

Le principe de l'essai de semi-découpe est illustré sur la figure IV-12 a). Il consiste à forcer une tôle à s'écouler dans une matrice à l'aide d'un poinçon et en présence d'un serre-flan. La particularité de ce procédé réside dans le fait que le poinçon a un diamètre plus important que la matrice.

Il résulte de cette opération, des éprouvettes de tôle ayant une partie saillante cylindrique de hauteur hs , comme le montre la figure IV-13. Le montage expérimental est montré sur la figure IV-12 b). Il est constitué de deux plaques guidées en translation l'une par rapport à l'autre. Le poinçon est solidaire de la plaque supérieure et la matrice est solidaire de la plaque inférieure.

Les deux plaques sont mises en mouvement l'une par rapport à l'autre par une machine de traction compression. Une troisième plaque permet d'imposer un effort de serre-flan par l'intermédiaire d'un vérin hydraulique.

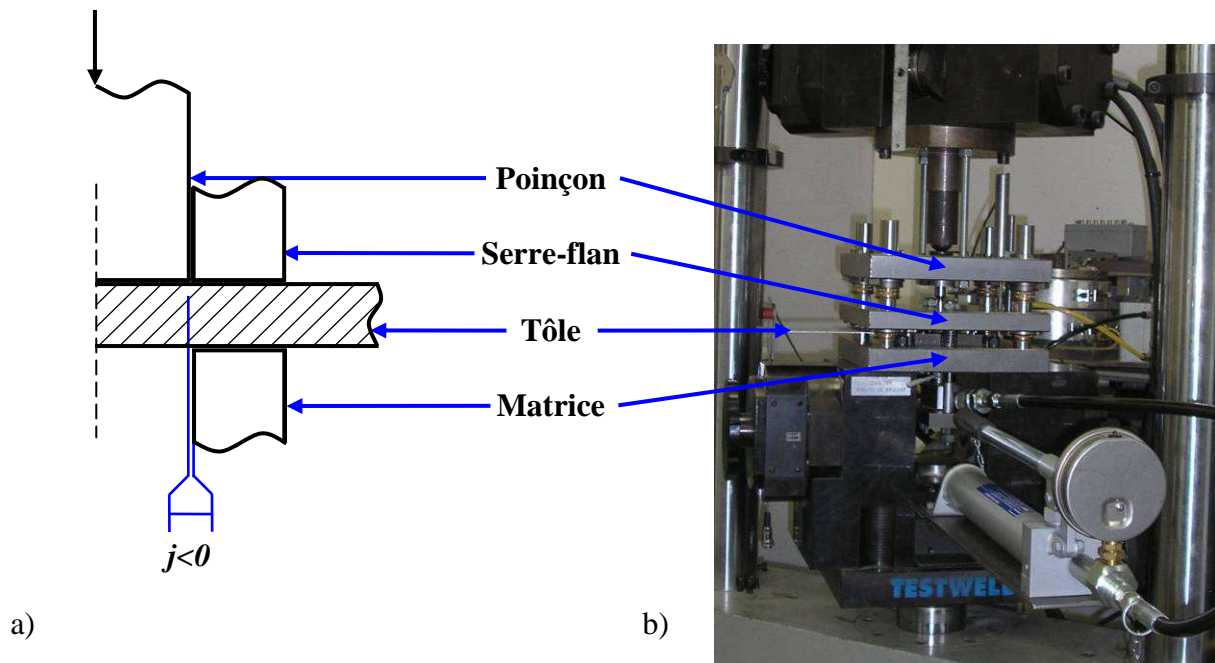


Figure IV-12 : Essai de semi-découpe : a) principe de l'essai ; b) dispositif expérimental.

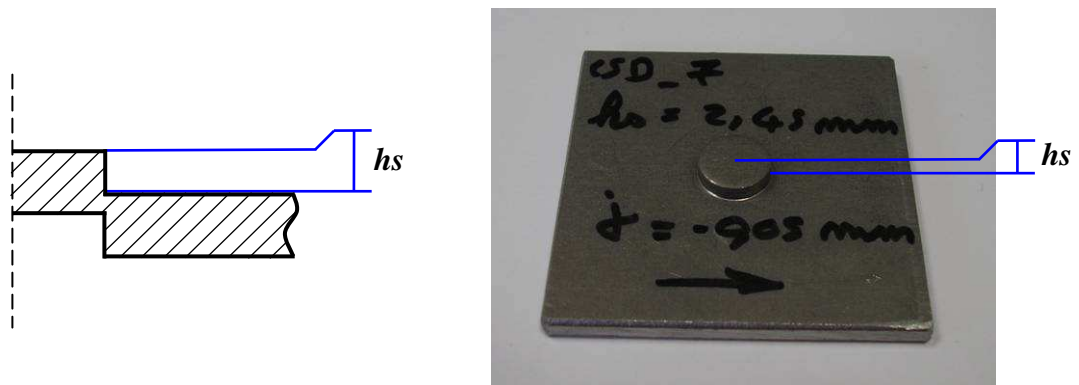


Figure IV-13 : Eprouvette semi-découpée et définition de la hauteur de semi-découpe h_s .

Les principaux paramètres de l'expérience sont :

- le diamètre du poinçon $d_p = 10\text{mm}$;
- les diamètres intérieur $d_m = 9,9\text{mm}$ et extérieur $D_m = 20\text{mm}$ de la matrice ;
- les rayons de congé du poinçon $r_p = 0,15\text{mm}$ et de la matrice $r_m = 0,15\text{mm}$;
- les diamètres intérieur $d_s = 10,1\text{mm}$ et extérieur $D_s = 20\text{mm}$ du serre-flan ;
- le jeu entre le poinçon et la matrice $j = -0,05\text{mm}$;
- la hauteur de semi-découpe $h_s \in [2 ; 3]\text{mm}$;
- l'effort de serre-flan $\|\vec{F}\| = 10\text{kN}$;
- la vitesse de poinçonnement $v = 0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$.

Le jeu j entre le poinçon et la matrice ainsi que la hauteur de semi-découpe h_s sont deux paramètres dont l'importance doit être soulignée. Il a été montré, dans le chapitre I, que le jeu entre le poinçon et la matrice a une grande influence sur la triaxialité durant la mise en forme. Une faible variation du jeu entraîne d'importantes variations de triaxialité comme le montre la figure I-17 c). Beaucoup de soin a été apporté lors de la réalisation du montage pour garantir le centrage des outils. Les plaques, support du poinçon et de la matrice, sont guidées en translation par un assemblage hyperstatique constitué de quatre douilles à billes. Le poinçon et la matrice sont mis en position par des centrages courts.

Pour s'assurer du centrage du poinçon et de la matrice, deux éprouvettes semi-découpées ont été mesurées à la machine à mesurer tridimensionnelle. Deux sections, l'une sur le cylindre en creux et l'autre sur le cylindre en saillie ont été mesurées dans un même repère. Les résultats de mesure sont présentés en annexe A-VI-1. Ces données permettent de déterminer les diamètres d_p et d_m , ainsi que le jeu j . Le diamètre d_p moyen mesuré est égal à $5,00\text{mm}$. Le diamètre d_m moyen mesuré est égal à $4,97\text{mm}$. Pour tout le périmètre, le jeu j est inférieur à zéro. Le jeu j moyen est égal à $-0,03\text{mm}$. La valeur du jeu moyen mesuré peut sembler éloignée de la valeur attendue ($j = -0,05\text{mm}$). Cependant cette valeur de jeu permet d'obtenir des triaxialités proches de celles que l'on rencontre dans le procédé de semi-découpe (voir figure I-17). Par ailleurs, il convient de rappeler qu'une maîtrise parfaite du comportement du montage expérimental n'est pas possible.

D'une part les pièces du montage (poinçon, matrice...) ont un comportement élastique. D'une autre part des jeux nécessaires à la fonctionnalité du montage d'essais sont présents. (Ces jeux permettent, par exemple, le mouvement des parties mobiles ou d'assurer l'interchangeabilité des outils...)

La hauteur de semi-découpe h_s est directement liée à la course du poinçon. La course du poinçon influence d'une part, la géométrie de l'éprouvette obtenue, et d'autre part le niveau de déformation atteint, comme le montre la figure I-17 a). Beaucoup de soin a été apporté dans la mesure de ce paramètre après la mise en forme des éprouvettes. Les valeurs de hauteur de semi-découpe h_s mesurées sont présentées en annexe A-VI-2.

Durant la mise en forme des éprouvettes, l'effort en fonction du déplacement est mesuré. Les résultats expérimentaux sont donnés en annexe A-VI-1. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2%.

Une courbe effort-déplacement expérimentale est montrée sur la figure IV-14. Sur cette figure est également montrée une courbe effort-déplacement issue du calcul. Le modèle de simulation étant celui présenté en I-2-b.

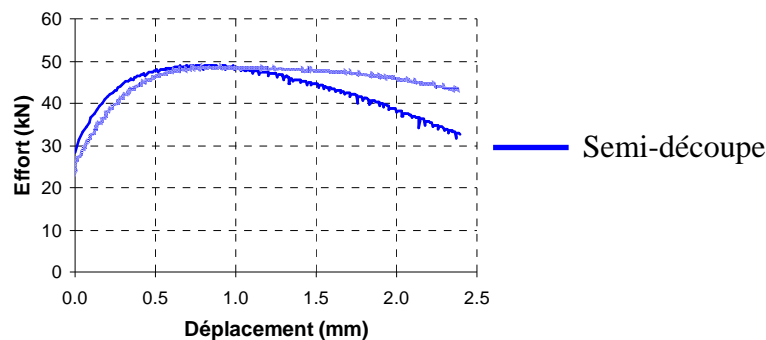


Figure IV-14 : Semi-découpe : courbes effort-déplacement expérimentale (trait clair) et issue du calcul (trait foncé) (La partie élastique est ici négligée, ainsi l'effort pour un déplacement égal à zéro est non nul).

Deux tendances peuvent être observées si l'on compare les courbes effort-déplacement expérimentale et issue du calcul. Jusqu'à 1mm de déplacement l'effort est surestimé. Cette observation est en accord avec les observations faites au cours des sections précédentes, par exemple sur la figure II-42. Cependant, après 1mm de déplacement, l'effort est sous-estimé.

Plusieurs hypothèses peuvent être faites quant à cette observation.

- Après 1mm de déplacement, les déformations deviennent supérieures à 1 et le modèle d'écrouissage identifié dans le chapitre II peut ne plus être valide au-delà de cette déformation.
- Au cours des essais de semi-découpe, les niveaux de triaxialité sont très bas, la pression exercée au sein du matériau est forte. On peut se poser la question de l'influence de cette dernière sur la contrainte d'écoulement. J.W. Bridgman [Brid 1952] montre les résultats d'essais de poinçonnement réalisés dans une chambre sous pression d'huile.

Il donne les mesures de la contrainte de cisaillement en fonction de la pénétration du poinçon, pour différents niveaux de pression dans la chambre. Il apparaît, pour plusieurs aciers, que plus la pression hydrostatique est grande, plus la contrainte de cisaillement en fonction de la pénétration du poinçon est forte. Les observations de Bridgman laissent penser que plus la pression hydrostatique est grande, plus la contrainte d'écoulement est élevée. Dans le cas de la semi-découpe, plus la course du poinçon est grande, plus la pression hydrostatique est élevée. On pourrait penser que cette élévation de la pression conduit à une élévation de la contrainte d'écoulement et donc à l'élévation de l'effort de pénétration du poinçon. Le modèle numérique ne prenant pas en compte ce phénomène conduirait à une sous-estimation de l'effort.

- Enfin, on peut se poser la question de la validité du modèle de frottement dont les paramètres ont été identifiés en II-3-c, les niveaux de pression rencontrés en compression étant plus faibles que ceux rencontrés en semi-découpe.

Les paramètres influents, lors de la préparation des éprouvettes, sont le jeu entre le poinçon et la matrice et la géométrie locale des éprouvettes. La géométrie des éprouvettes est illustrée sur la figure IV-15 a). Elle est caractérisée par le jeu j entre la partie inférieure et supérieure, ainsi que par l'épaisseur e .

Pour les essais de poinçonnement présentés dans la section suivante, des éprouvettes sont aussi réalisées par usinage (figure IV-15 b)) de manière à ce qu'elles aient la même géométrie locale (figure IV-15 c)) que les éprouvettes obtenues par semi-découpe. Dans ce cas on a $j=0,05mm$ et $e=1mm$ ($hs=2,5mm$).

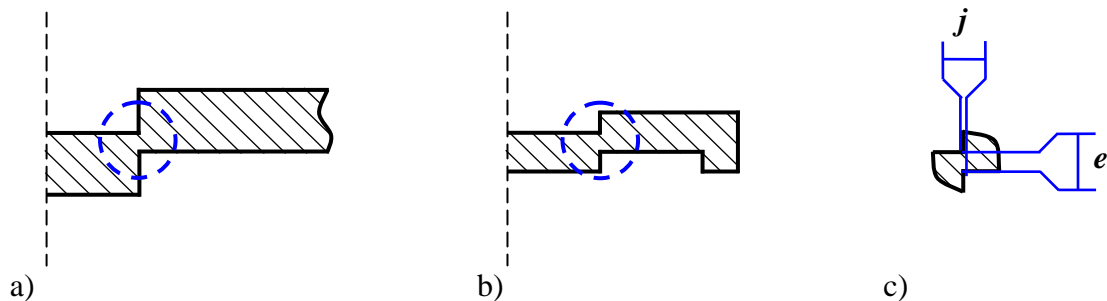


Figure IV-15 : a) Eprouvettes obtenues par semi-découpe. b) Eprouvettes obtenues par usinage. c) Géométrie locale des éprouvettes.

IV-3-b Essais de poinçonnement

Les essais de poinçonnement présentés s'inspirent de ceux réalisés par J.W. Bridgman [Brid 1952]. Là encore, ces essais se déroulent en deux temps. Les éprouvettes sont d'abord semi-découpées, avec le montage de semi-découpe exposé dans le paragraphe précédent, jusqu'à une certaine hauteur hs . Le jeu entre le poinçon et la matrice est $j=-0,05mm$ de telle sorte que la triaxialité soit négative et basse.

Les éprouvettes prédéformées sont ensuite poinçonnées jusqu'à la rupture. Le jeu entre le poinçon et la matrice au cours de cette deuxième phase est positif, $j=0,15mm$, de telle sorte que la triaxialité soit positive. Le montage de poinçonnement utilise le montage de semi-découpe auquel la plaque de serre-flan a été retirée comme le montre la figure IV-16.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5%.

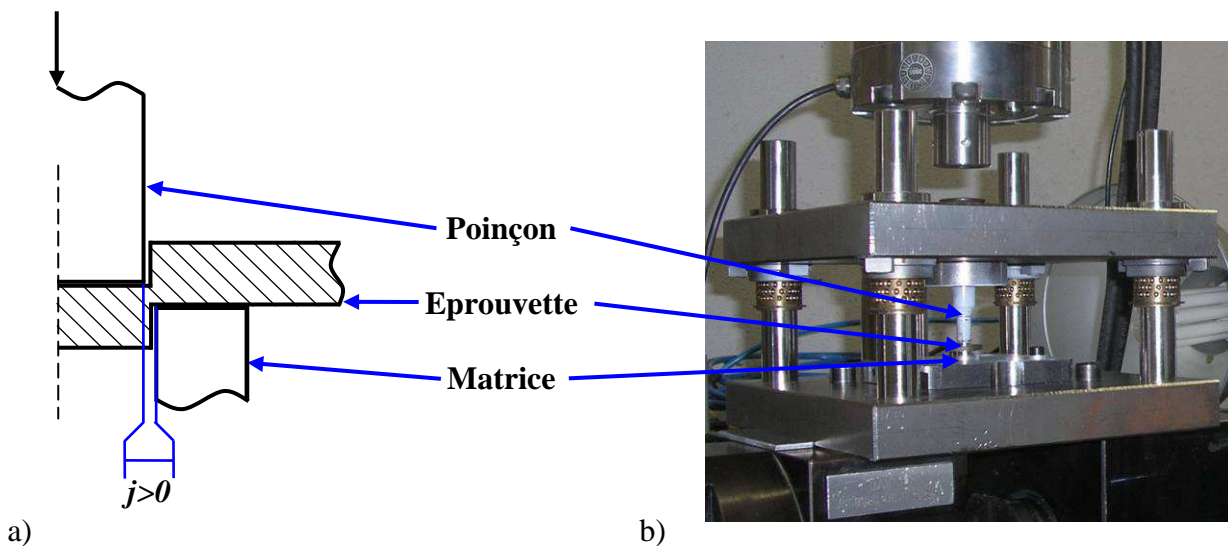


Figure IV-16 : Essai de poinçonnement : a) principe de l'essai ; b) dispositif expérimental.

Dans un premier temps, il est cherché à évaluer de manière directe l'influence de la prédéformation par semi-découpe sur le comportement du matériau. Des éprouvettes sont donc mises en forme par semi-découpe et par usinage de sorte que leur géométrie locale soit identique ($j=0,05mm$ et $e=1mm$).

Ces deux types d'éprouvettes sont ensuite poinçonnées jusqu'à la rupture, comme l'illustrent les figures IV-17 a) et IV-17 b), avec le montage décrit précédemment.

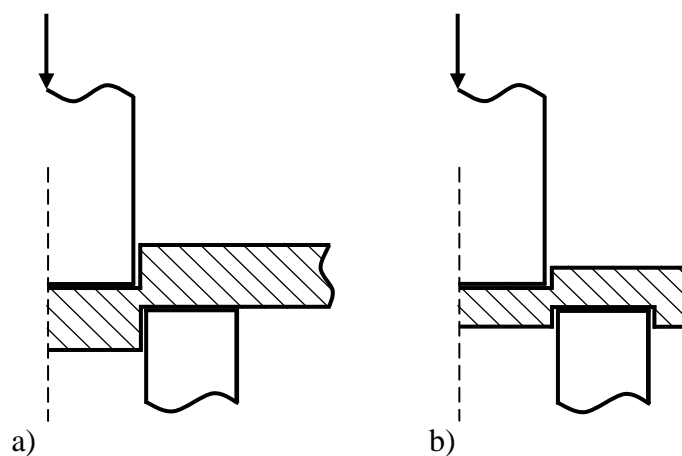


Figure IV-17 : a) Poinçonnement d'éprouvettes obtenues par semi-découpe. b) Poinçonnement d'éprouvettes obtenues par usinage.

Au cours de l'expérience, l'effort en fonction du déplacement est mesuré. Les résultats expérimentaux sont reportés en annexe A-VI-2. Les courbes effort-déplacement expérimentales et issues de calculs sont reportées pour les deux configurations sur la figure IV-18. (La géométrie des éprouvettes pour les modèles de simulation est la géométrie nominale. Cependant l'épaisseur e est prise égale à $e=1,06mm$ pour l'éprouvette usinée et la hauteur de semi-découpe hs est prise égale à $hs=2,52mm$ ($e=1,05mm$) pour les éprouvettes semi-découpées de sorte que les modèles numériques soient conformes aux géométries réelles caractérisées par les mesures reportées dans les tableaux A-III-2 et A-VI-2 des annexes A-III et A-VI respectivement.)

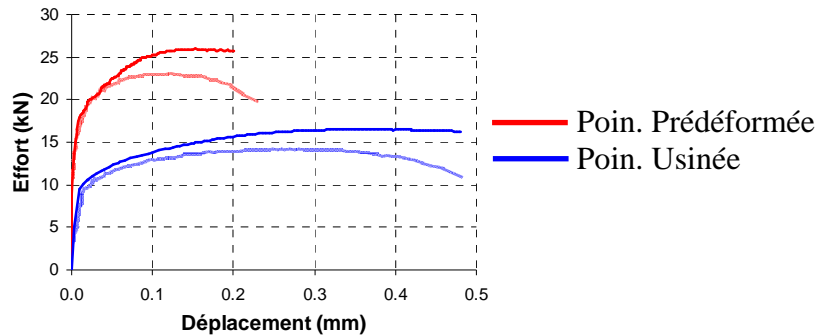


Figure IV-18 : Essai de poinçonnement sur éprouvettes prédéformées en semi-découpe et sur éprouvettes obtenues par usinage : courbes effort-déplacement expérimentales (trait clair) et issues de calculs (trait foncé).

Sur la figure IV-18, on peut observer que l'effort est plus important et que le déplacement à la rupture est moins grand dans le cas de l'essai sur éprouvette prédéformée, que dans le cas de l'essai sur éprouvette non prédéformée.

Tout comme pour les essais de cisaillement suivis de traction, il est nécessaire d'observer les champs de déformation et de contrainte, pour pouvoir analyser les résultats précédents. Les champs de déformation, au début de l'essai et avant la rupture, sont montrés sur la figure IV-19. Le champ de triaxialité avant la rupture est montré sur la figure IV-20.

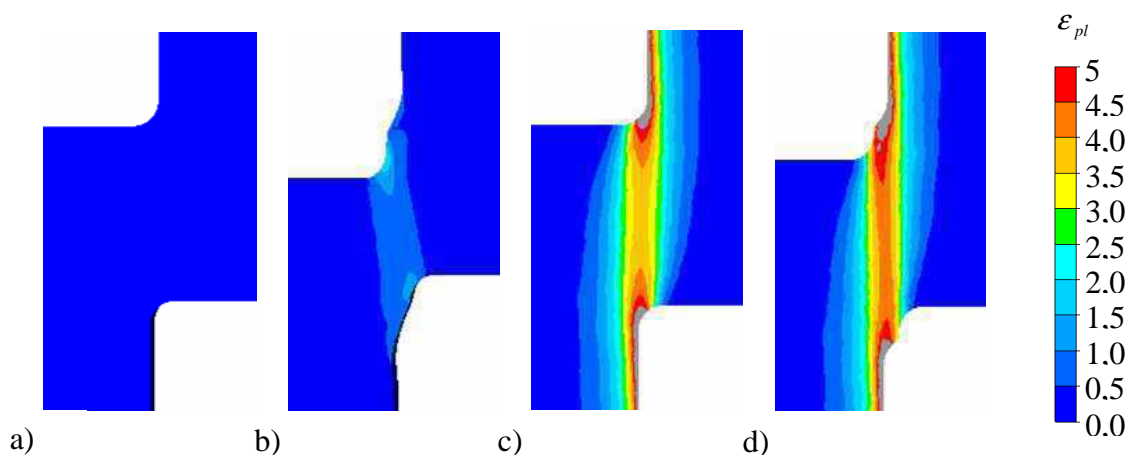


Figure IV-19 : Champ de déformation: a) initial sur éprouvettes non prédéformées ; b) avant la rupture sur éprouvettes non prédéformées ; c) initial sur éprouvettes prédéformées ; d) avant la rupture sur éprouvettes prédéformées.

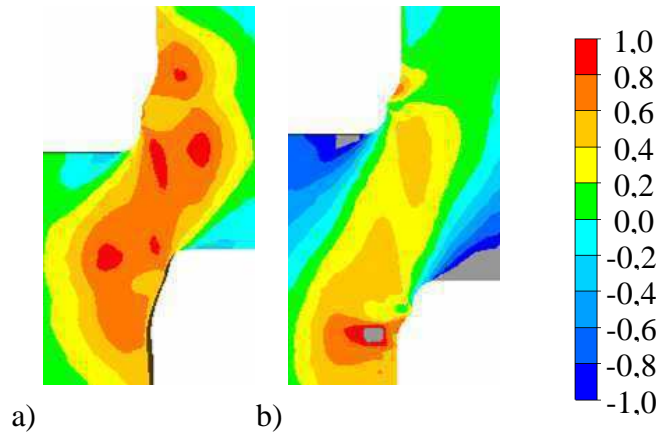


Figure IV-20 : Champ de triaxialité : a) avant la rupture sur éprouvettes non prédéformées ; b) avant la rupture sur éprouvettes prédéformées.

Sur la figure IV-19 c), on peut observer le champ de déformation initial sur l'éprouvette prédéformée. La déformation est localisée dans la partie utile. Elle a une valeur au centre de $\varepsilon_{pl}=3,6$. Les deux éprouvettes ayant une géométrie locale identique, l'écroutissage explique que l'effort résultant est plus grand pour celle qui a subi une prédéformation.

Sur les champs de triaxialité de la figure IV-20, on peut observer que la triaxialité est positive pour les deux types d'éprouvettes. Cela est dû au fait que le jeu entre le poinçon et la matrice est positif ($j=0,15mm$) pour cette phase de poinçonnement. La triaxialité est plus faible pour les éprouvettes prédéformées. On rappelle que, pour ce type d'essai, l'angle de Lode est égal à zéro.

L'évolution de la déformation plastique équivalente et de la déformation relative en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes est tracée sur la figure IV-21. Les valeurs de déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen sont données dans le tableau IV-4.

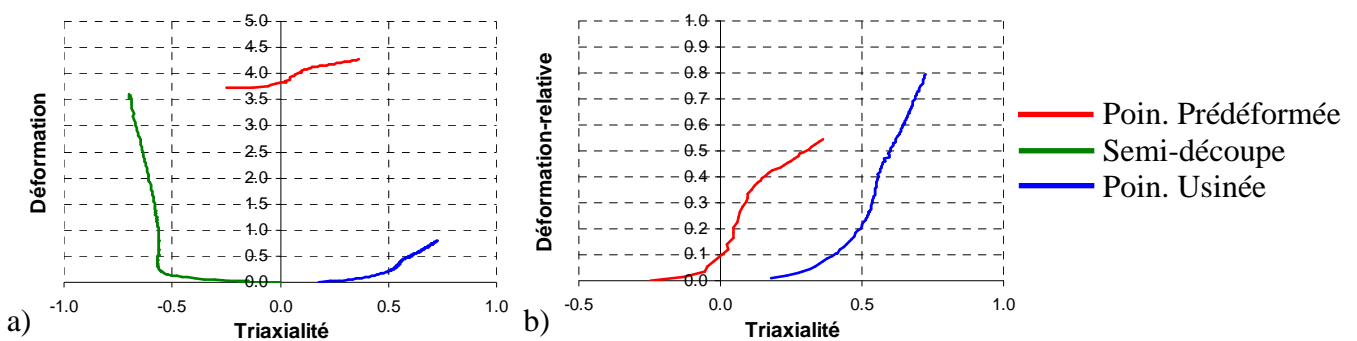


Figure IV-21 : a) Evolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes au cours de la phase de semi-découpe, puis au cours de la phase de poinçonnement. b) Evolution de la déformation relative en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes au cours des essais de poinçonnement sur éprouvettes prédéformées et sur éprouvettes non prédéformées. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	ε_{pl} totale	η_m	θ_{Lm}
Semi-découpe	3,6	3,6	-0,60	0,00
Poinçonnement prédéformée	0,54	4,14	0,10	0,00
Poinçonnement non prédéformée	0,79	0,79	0,55	0,00

Tableau IV-4 : Déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen au cours des essais sur éprouvettes prédéformées et non prédéformées.

Durant la phase de poinçonnement, la triaxialité moyenne est de $\eta_m=0,10$ pour les éprouvettes prédéformées et de $\eta_m=0,55$ pour les éprouvettes non prédéformées. La déformation plastique équivalente à la rupture est plus grande dans le cas où l'éprouvette a subi un premier incrément de déformation en semi-découpe, comme le montre la figure IV-21 a) et le tableau IV-4.

La déformation plastique équivalente à la rupture est de $\varepsilon_{pl}=4,14$ dans le cas des éprouvettes prédéformées et de $\varepsilon_{pl}=0,79$ dans le cas des éprouvettes non prédéformées. Si on considère l'incrément de déformation plastique équivalente ayant lieu durant la phase de poinçonnement, la déformation est plus faible dans le cas des éprouvettes prédéformées ($\varepsilon_{pl}=0,54$). Ainsi, bien que la triaxialité soit plus faible, la déformation à la rupture est plus petite dans le cas de l'éprouvette qui a subi une prédéformation par semi-découpe. La prédéformation a induit une perte de ductilité relative, par rapport à l'essai de poinçonnement de référence sur éprouvettes non prédéformées, illustrée par la figure IV-21 b). Or, cette prédéformation ayant été réalisée pour une triaxialité inférieure à $\eta=-0,33$, elle n'aurait pas dû induire d'endommagement dans le matériau si l'on se réfère aux études de Y. Bao et T. Wierzbicki [Bao 2005].

On considère maintenant trois essais où les déplacements, au cours de la phase de semi-découpe, correspondent aux hauteurs de semi-découpe $hs=\{1,5 ; 2,5 ; 3,0\}mm$. On nomme Poin. prédéf. A, Poin. prédéf. B et Poin. prédéf. C les essais de poinçonnement réalisés sur les éprouvettes prédéformées par semi-découpe avec des hauteurs de semi-découpe égales à $hs=1,5mm$, $hs=2,5mm$ et $hs=3,0mm$ respectivement. Les courbes effort-déplacement expérimentales et issues de calculs correspondant à la phase de rupture par poinçonnement sont montrées sur la figure IV-22. (La géométrie des éprouvettes pour les modèles de simulation est la géométrie nominale. Cependant les hauteurs de semi-découpe hs sont prises égales à $hs=\{1,47 ; 2,52 ; 2,96\}mm$ pour les éprouvettes semi-découpées de sorte que les modèles numériques soient conformes aux géométries réelles caractérisées par les mesures reportées dans le tableau A-VI-2 de l'annexe A-VI-2.)

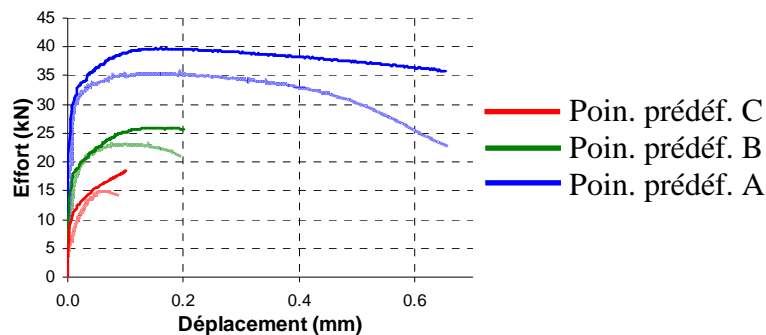


Figure IV-22 : Essai de poinçonnement sur éprouvettes prédéformées par semi-découpe : courbes effort-déplacement expérimentales (trait clair) et issues de calculs (trait foncé).

Sur les figures IV-18 et IV-22, on peut observer que les courbes effort-déplacement expérimentales sont surestimées par les courbes effort-déplacement issues de calculs. On peut penser que la non prise en compte de l'anisotropie ou de la sensibilité à l'angle de Lode dans la loi de comportement conduit à cette surestimation. Comme mentionné précédemment, se pose également la question de la validité du modèle d'écrouissage pour de hauts niveaux de déformation.

L'évolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes est tracée sur la figure IV-23. Les valeurs de déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen sont données dans le tableau IV-5.

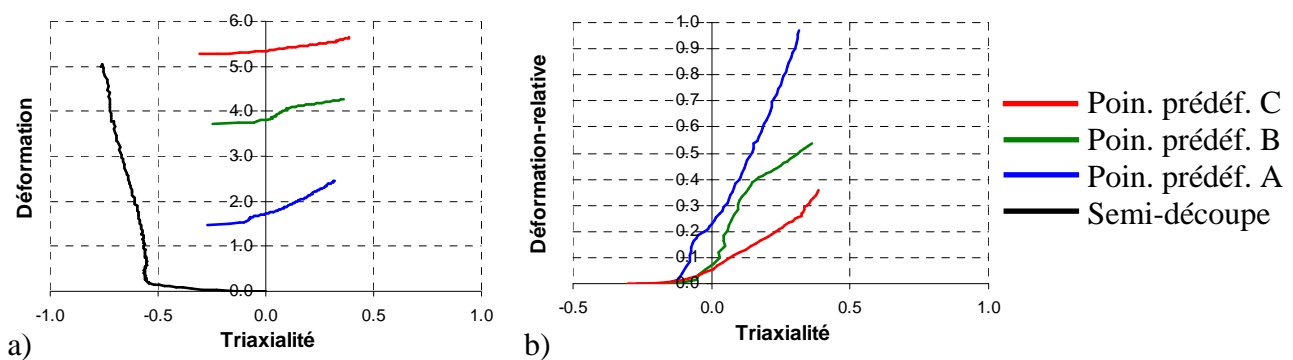


Figure IV-23 : a) Evolution de la déformation plastique équivalente en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes au cours de la phase de semi-découpe, puis au cours de la phase de poinçonnement. b) Evolution de la déformation relative en fonction de la triaxialité au centre de la section utile des éprouvettes au cours des essais de poinçonnement sur éprouvettes prédéformées. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl\ totale}$	η_m	θ_{Lm}
Semi-découpe $hs=1,5mm$	1,49	1,49	-0,55	0,00
Poinçonnement prédéformée A	0,97	2,46	0,11	0,00

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl\ totale}$	η_m	θ_{Lm}
Semi-découpe $hs=2,5mm$	3,60	3,6	-0,60	0,00
Poinçonnement prédéformée B	0,54	4,14	0,10	0,00

Essai	$\Delta\varepsilon_{pl}$	$\varepsilon_{pl\ totale}$	η_m	θ_{Lm}
Semi-découpe $hs=3,0mm$	4,98	4,98	-0,64	0,00
Poinçonnement prédéformée C	0,36	5,34	0,17	0,00

Tableau IV-5 : Déformation relative, déformation plastique équivalente, triaxialité moyenne et angle de Lode moyen au cours des essais sur éprouvettes prédéformées.

Les résultats du tableau IV-5 sont synthétisés sur la figure IV-24 où l'incrément de déformation plastique équivalente en poinçonnement est tracé en fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente en semi-découpe.

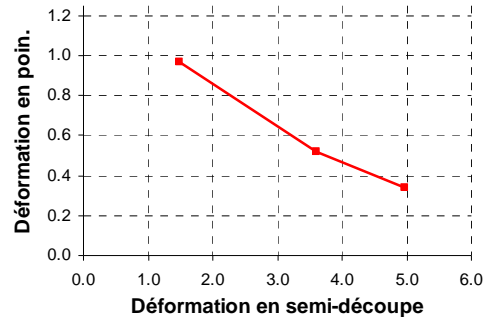


Figure IV-24 : Incrément de déformation plastique équivalent en poinçonnement en fonction de l'incrément de déformation plastique équivalente en semi-découpe. (La déformation fait référence à la déformation plastique équivalente.)

On observe sur cette dernière figure que, plus la prédéformation est importante, plus la perte de ductilité relative est grande.

IV-3-c Synthèse sur le poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées

L'essai de semi-découpe présenté au début de cette section a pour premier objectif de permettre la mise en forme d'éprouvettes présentant un relief cylindrique. Ces éprouvettes sont utilisées pour étudier l'influence de la semi-découpe sur le comportement du matériau (IV-3-b) et dans un but de validation (VI-2).

Les essais de poinçonnement permettent d'évaluer le comportement du matériau lorsqu'il est soumis à nouveau à une triaxialité plus forte.

Au cours des essais de semi-découpe la triaxialité est négative et basse ($\eta < -0,5$). Elle est positive lors des essais de poinçonnement. La géométrie des éprouvettes est telle que l'on peut obtenir par usinage, dans le matériau non prédéformé, des éprouvettes ayant une géométrie locale identique. Cette possibilité permet une évaluation par comparaison directe de l'effet de la prédéformation par semi-découpe.

Les moyens d'essais, les mesures d'efforts, de déplacement et de géométrie des éprouvettes sont donnés en annexe.

Les vitesses de déplacement des éléments mobiles des machines d'essais ont été choisies égales à $0,01mm \cdot s^{-1}$ et $0,1mm \cdot s^{-1}$. Ces vitesses ont été choisies de manière à limiter les temps de manipulation tout en assurant la réalisation des essais dans de bonnes conditions de sécurité pour les personnes et les matériels.

Par ailleurs, les vitesses choisies permettent de respecter l'hypothèse de quasi-statisme dans laquelle s'inscrit ce travail (voir section II-2-f). Les vitesses de déformation plastique équivalente au centre des éprouvettes sont limitées. Elles sont comprises entre $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,03s^{-1}$ et $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,5s^{-1}$. Les essais montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, la dispersion des efforts et des déplacements au moment de la rupture est inférieure à 5%.

Durant la semi-découpe, le faible niveau de triaxialité ($\eta < -0,5$) est censé ne pas engendrer d'endommagement ductile. Cependant, plus la déformation durant cette phase est grande, plus l'incrément de déformation à la rupture durant la phase de poinçonnement est petit. La semi-découpe induit donc une perte de ductilité relative. Cette perte de ductilité ne semble pas pouvoir être prise en compte par les modèles d'endommagement classiques qui considèrent qu'il n'y a pas d'endommagement lorsque la triaxialité des contraintes est inférieure à $\eta < -0,33$ [Bao 2005].

Cependant on peut penser que le modèle de Lemaitre permettrait de rendre compte de la tendance observée expérimentalement. En effet, le matériau prédéformé présente une contrainte d'écoulement plus élevée que le matériau non prédéformé. Le taux de restitution d'énergie élastique serait donc plus fort dans le cas du matériau prédéformé que dans le cas du matériau non prédéformé. Il en résulterait donc une perte de ductilité faisant suite à une croissance de l'endommagement plus rapide. La cohérence entre cette perte de ductilité donnée par le modèle de Lemaitre et les observations expérimentales devra être étudiée.

IV-4 Extension des critères de rupture aux triaxialités négatives

IV-4-a Application du critère de Xue et Wierzbicki simplifié

Les essais sur éprouvettes chapeaux présentés en II-2-e et les essais de poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées présentés en IV-3 sont des essais particulièrement représentatifs des modes de sollicitations rencontrés lors de la mise en forme, puis lors de la vie en service, des flasques de sièges automobile. L'étude est focalisée sur ces essais.

Dans le chapitre précédent, en III-4-b, un critère de Xue et Wierzbicki simplifié a été présenté. Un jeu de paramètres a été identifié en se basant sur les essais de traction T0, traction sur éprouvettes entaillées Te5 et Te3, ainsi qu'un essai sur éprouvette chapeau $j=0,2mm$ (tableau III-7 et figure III-24).

Le critère de rupture, avec le jeu de paramètres identifié précédemment, est maintenant appliqué : aux essais de traction T0, Te5 et Te3 ; aux essais sur éprouvettes chapeaux $j=0,1mm$ et $j=0,2mm$, ainsi qu'aux essais de poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées.

Sur la figure IV-25 est représentée la variable d'endommagement calculée au centre des éprouvettes. Sur la figure IV-26 est représentée la variable d'endommagement calculée au centre des éprouvettes pour les essais de poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées.

Sur cette dernière figure les valeurs de la variable d'endommagement sont décomposées pour chaque phase (mise en forme et poinçonnement).

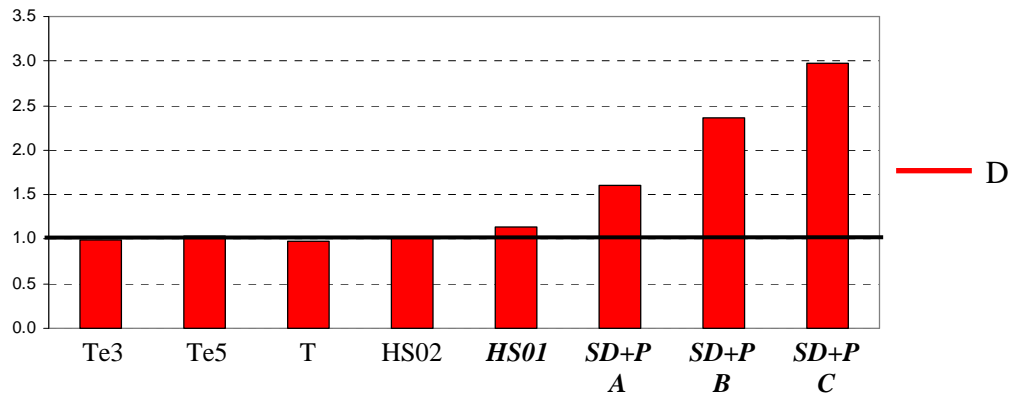


Figure IV-25 : Valeur de la variable d'endommagement pour les essais : de traction, de traction sur éprouvettes entaillées, sur éprouvettes chapeaux et de poinçonnement sur éprouvettes semi-découpées. Critère de Xue et Wierzbicki simplifié. En *italique gras*, les essais non utilisés pour l'identification.

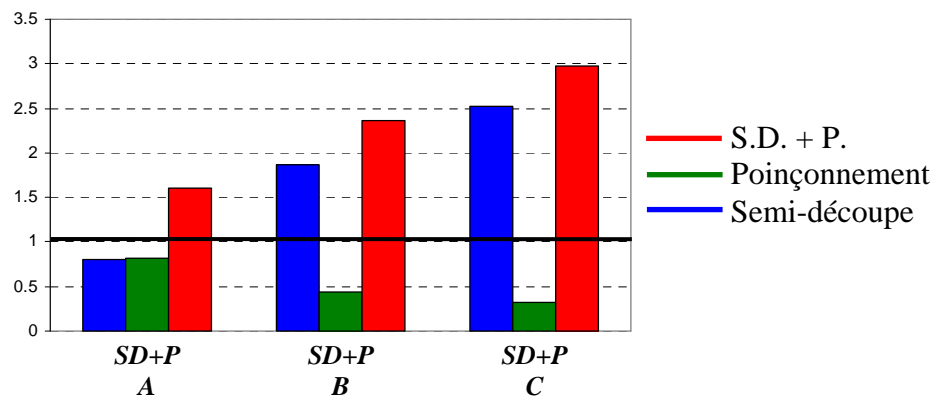


Figure IV-26 : Valeur de la variable d'endommagement pour les essais de semi-découpe suivis de poinçonnement. Critère de Xue et Wierzbicki simplifié. En *italique gras*, les essais non utilisés pour l'identification.

L'application du critère de Xue et Wierzbicki simplifié aux essais sur éprouvettes prédéformées conduit à une sous-estimation de la ductilité. En effet pour tous les essais de poinçonnement d'éprouvettes semi-découpées, la variable d'endommagement atteint une valeur supérieure à $D=1$; la rupture intervient trop tôt. En particulier pour les essais Poin. Prédéf. B et Poin. Prédéf. C, la variable d'endommagement atteint une valeur supérieure à $D=1$ dès la phase de mise en forme, alors que le matériau n'a pas perdu toute sa capacité à subir de nouvelles déformations. On rappelle que la variable d'endommagement caractérise la perte de ductilité du matériau. Cette définition légitime le cumul de la variable d'endommagement sur tout le chemin de déformation, y compris pour des triaxialités inférieures à $\eta=-0,33$.

Le critère de rupture présenté en III-4-b cherche à prédire le moment de la rupture. Une variable d'endommagement D , caractérisant la perte de ductilité du matériau, est définie par l'équation III-6 et rappelée ci-dessous par la formule IV-1

$$D = \int_0^{\varepsilon_f} \frac{1}{\varepsilon_f(\eta, \theta_L)} d\varepsilon_{pl} \quad (IV-1)$$

La variable est égale à zéro lorsque le matériau n'a pas subi de déformation et est égale à un lorsque le matériau a perdu toute capacité à subir une déformation supplémentaire. Pour des essais proportionnels la fonction $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$ représente la déformation à la rupture.

Dans le cas des essais où la triaxialité est très basse, la rupture n'est pas observée. Ainsi, pour les faibles triaxialités, la fonction $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$ ne peut pas être directement déterminée. Pourtant les propriétés du matériau sont modifiées et l'on observe une perte de ductilité lorsque le matériau est à nouveau sollicité à triaxialité plus forte. L'extrapolation directe de la fonction $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$ déterminée avec des essais à plus forte triaxialité, aux essais sur éprouvettes prédéformées, n'est pas satisfaisante comme le montre la figure IV-25.

D'après [Bao 2004b] deux approches peuvent être utilisées. La première consiste à décomposer la fonction de cumul de l'endommagement suivant les différentes phases de l'essai considéré. Dans le cas des essais présentés ici, il apparaît deux phases : une première à faible triaxialité où est atteinte une déformation ε_1 et une deuxième, à plus forte triaxialité, où est atteinte la déformation à la rupture ε_f . Pour chaque phase, on considère une fonction caractérisant la perte de ductilité différente $\varepsilon_{f1}(\eta, \theta_L)$ et $\varepsilon_{f2}(\eta, \theta_L)$. La variable d'endommagement est alors définie par la fonction IV-2.

$$D = \int_0^{\varepsilon_1} \frac{1}{\varepsilon_{f1}(\eta, \theta_L)} d\varepsilon_{pl} + \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_f} \frac{1}{\varepsilon_{f2}(\eta, \theta_L)} d\varepsilon_{pl} \quad (IV-2)$$

La deuxième approche consiste à considérer seulement la deuxième phase et à poser que la fonction, caractérisant la perte de ductilité, dépend de la sollicitation antérieure caractérisée par la déformation ε_1 et l'état de contrainte rencontré au cours de la première phase. La variable d'endommagement est alors définie par la fonction IV-3.

$$D = \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_f} \frac{1}{\varepsilon_f(\eta, \theta_L, \varepsilon_1, \eta_1, \theta_{L1})} d\varepsilon_{pl} \quad (IV-3)$$

Par la suite, la première approche est particularisée aux essais sur éprouvettes prédéformées.

IV-4-b Critère de Xue et Wierzbicki modifié

Les essais présentés au début du chapitre peuvent être décomposés en deux phases. Au cours de la première, les éprouvettes sont prédéformées à faible triaxialité. Au cours de la seconde, les éprouvettes sont sollicitées jusqu'à la rupture à plus forte triaxialité. Au cours des essais, l'angle de Lode est proche de zéro. La triaxialité caractérise donc l'état de contrainte. Elle permet également de caractériser la phase dans laquelle on se trouve.

Suivant la première approche décrite par Bao, plusieurs fonctions $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$ doivent être définies suivant la phase des essais ici caractérisée par la triaxialité.

Compte tenu de l'hypothèse suivant laquelle $\varepsilon_f(\eta, \theta_L)$ peut être décomposée en un produit d'une fonction de la triaxialité $\mu_\eta(\eta)$ et d'une fonction de l'angle de Lode $\mu_{\theta_L}(\eta, \theta_L)$, on considère que seule la fonction $\mu_\eta(\eta)$ doit être redéfinie.

Pour les triaxialités supérieures à zéro, la fonction exponentielle donnée par la formule III-4 et rappelée par la formule IV-4 est utilisée. Pour les triaxialités inférieures à zéro, une fonction inverse donnée par la formule IV-5 est utilisée. Les fonctions proposées ici sont celles données par Y. Bao dans [Bao 2005] pour la description de la courbe représentative de la déformation à la rupture en fonction de la triaxialité pour un acier 1045. Enfin, en dessous d'une triaxialité limite η_{min} , on considère que la perte de ductilité est indépendante de la triaxialité (formule IV-6).

$$\mu_\eta(\eta) = D_1 e^{-D_2 \cdot \eta} \quad \eta > 0 \quad (IV-4)$$

$$\mu_\eta(\eta) = D_3 \left(\frac{1}{D_4 + \eta} \right)^{D_5} \quad 0 > \eta > \eta_{min} \quad (IV-5)$$

$$\mu_\eta(\eta) = D_3 \left(\frac{1}{D_4 + \eta_{min}} \right)^{D_5} \quad \eta_{min} > \eta \quad (IV-6)$$

Par rapport au critère de Xue et Wierzbicki simplifié, trois paramètres indépendants supplémentaires doivent être déterminés. Les paramètres sont identifiés par analyse inverse. La fonction coût est construite en comparant la variable d'endommagement et la valeur un, au moment de la rupture expérimentale, pour les essais considérés pour l'identification.

L'identification est réalisée en se basant sur les essais de traction sur éprouvettes plates (T0) et sur éprouvettes entaillées (Te5 et Te3), ainsi que sur l'essai sur éprouvettes chapeaux $j=0,2mm$. Sont ajoutés deux essais montrant une triaxialité négative puis positive. Ont été choisis l'essai sur éprouvettes chapeaux $j=0,1mm$ ainsi que l'essai de semi-découpe jusqu'à $hs=2,5mm$ suivi de poinçonnement jusqu'à la rupture (Poin. Prédéf. B). Les paramètres identifiés sont donnés dans le tableau IV-6.

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	η_{min}	γ	k
2,00	0,57	1,43	0,72	1,02	-0,62	0,61	1

Tableau IV-6 : Paramètres du critère de Xue et Wierzbicki modifié.

La surface représentative du critère modifié est montrée sur la figure IV-27. Les courbes obtenues pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$ sont représentées sur la figure IV-28, ainsi que les courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et les essais sur éprouvettes chapeaux.

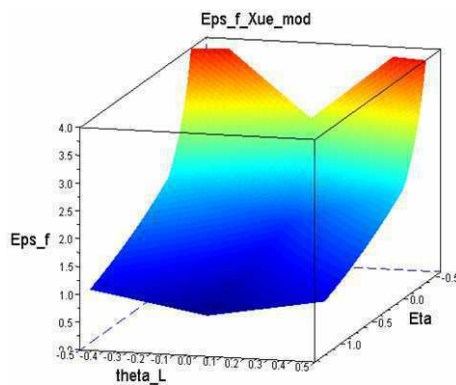


Figure IV-27 : Surface représentative du critère de Xue et Wierzbicki modifié.

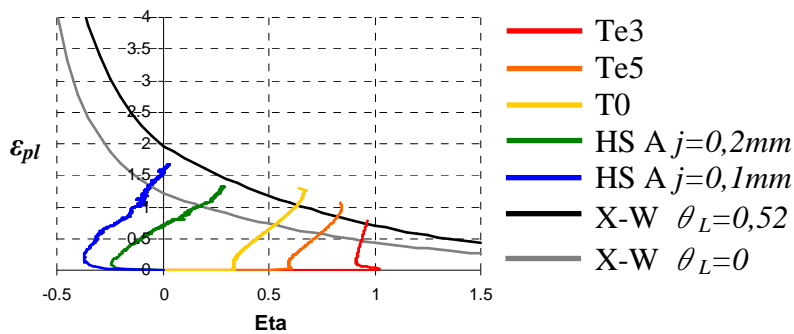


Figure IV-28 : Courbes déformation-triaxialité pour les essais sur éprouvettes de traction et pour les essais sur éprouvettes chapeaux. Courbes représentatives du critère de Xue et Wierzbicki modifié pour $\theta_L=0,52$ et $\theta_L=0$.

L'application du critère de rupture modifié aux essais sur éprouvettes prédéformées est synthétisée sur les figures IV-29 et IV-30.

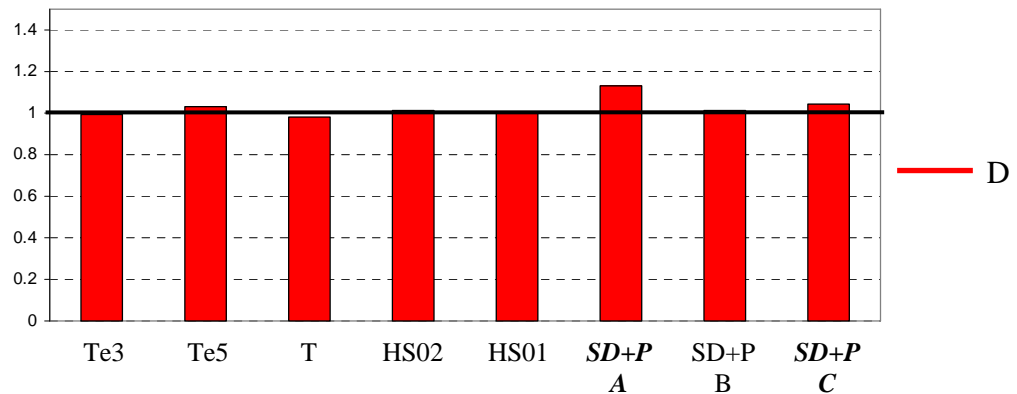


Figure IV-29 : Valeur de la variable d'endommagement pour les essais : de traction, de traction sur éprouvettes entaillées, sur éprouvettes chapeaux et de poinçonnement sur éprouvettes semi-découpées. Critère de Xue et Wierzbicki modifié. En *italique gras*, les essais non utilisés pour l'identification.

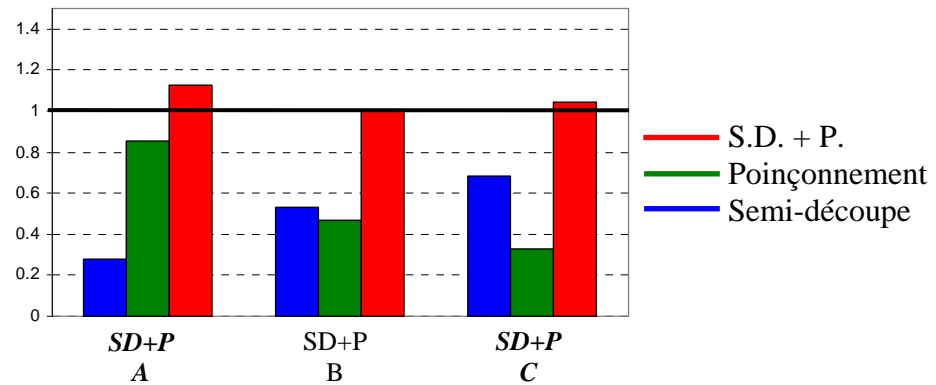


Figure IV-30 : Valeur de la variable d'endommagement pour les essais de semi-découpe suivis de poinçonnement. Critère de Xue et Wierzbicki modifié. En *italique gras*, les essais non utilisés pour l'identification.

On peut constater que, pour l'essai de semi-découpe jusqu'à une hauteur $hs=2,5mm$ suivi de poinçonnement, la variable d'endommagement a atteint la valeur $D=1$, ce qui est attendu puisque cet essai est utilisé pour l'identification. Pour les essais Poin. Prédéf. A et Poin. Prédéf.C, la variable d'endommagement est plus proche de $D=1$ en fin d'essais, comme le montre la figure IV-29 comparée à la figure IV-25. Le modèle modifié améliore les résultats pour les essais de semi-découpe suivis de poinçonnement ($D=1,13$ pour Poin. Prédéf. A et $D=1,05$ pour Poin. Prédéf. C).

IV-5 Conclusion

Trois groupes d'essais sont proposés pour étudier l'influence de prédéformations sur la ductilité. Ces essais se déroulent en deux temps. Les éprouvettes sont d'abord prédéformées sous faible triaxialité, puis elles sont déformées jusqu'à la rupture sous une triaxialité plus forte.

Le premier groupe est basé sur l'utilisation de l'essai de double cisaillement. Le deuxième groupe est basé sur l'utilisation de l'essai sur éprouvettes à double courbure. Le dernier groupe d'essais est basé sur l'utilisation d'un dispositif spécial de semi-découpe.

Pour l'ensemble des essais, la géométrie ainsi que les modes de chargement permettent d'avoir des angles de Lode proches de zéro. Les essais basés sur les éprouvettes de double cisaillement et sur les éprouvettes à double courbure permettent l'étude de prédéformations à triaxialité proche de $\eta=0$, puis la rupture à des triaxialités fortes proches de $\eta=1$. Les essais basés sur les éprouvettes de semi-découpe permettent l'étude de prédéformations à triaxialités basses inférieures à $\eta=-0,5$, puis la rupture à des triaxialités plus fortes et positives. Ce dernier groupe d'essais est proche de la problématique industrielle. D'un point de vue technique, les essais utilisant les éprouvettes à double courbure sont les plus simples à mettre en œuvre. Les essais des deux autres groupes demandent des dispositifs spécifiques (montages d'usinage ou montages expérimentaux). Ils offrent cependant l'avantage de permettre l'usinage d'éprouvettes ayant la même géométrie dans le matériau non prédéformé, ce qui permet une comparaison directe de l'influence des prédéformations. Tous ces essais restent malgré tout très complexes à mettre en œuvre et à analyser.

Les essais sur éprouvettes prédéformées sont porteurs d'informations sur l'évolution de la contrainte d'écoulement et sur la ductilité. Les essais sont étudiés par simulation numérique. Il apparaît que, pour les sollicitations étudiées, la contrainte d'écoulement est augmentée par le phénomène d'écrouissage. La contrainte d'écoulement est surestimée par le modèle d'écrouissage utilisé. Cette surestimation peut trouver son origine dans l'anisotropie ou dans une sensibilité à l'angle de Lode non prise en compte dans la loi de comportement, comme évoqué dans le chapitre III. On peut aussi se poser la question de la validité du modèle d'écrouissage étendu à de hauts niveaux de déformations et s'interroger sur l'apparition du phénomène d'endommagement lorsque la triaxialité devient plus forte.

En terme de ductilité, il est montré que les prédéformations entraînent une diminution de la ductilité et ce, même lorsque cette prédéformation est effectuée à triaxialité significativement négative ($\eta < -0,5$). Le matériau est fragilisé. Les notions de ductilité et de perte de ductilité sont relatives. Si l'on considère la déformation plastique équivalente totale à la rupture, cette dernière est plus importante dans le cas des essais non monotones que dans le cas des essais monotones. Cependant, si l'on considère l'incrément de déformation plastique équivalente au cours de la deuxième étape des essais, cette grandeur est plus faible dans le cas des essais sur éprouvettes prédéformées que dans le cas des éprouvettes obtenues par usinage intégral. Il y a donc bien une perte de ductilité relative, engendrée par la prédéformation, par comparaison avec les essais de référence sur éprouvettes non prédéformées. La relativité de cette notion vient également du fait qu'il faut considérer l'ensemble du trajet de chargement. Des trajets de chargement différents pourraient conduire à des observations différentes en terme de ductilité.

L'application du critère de Xue et Wierzbicki simplifié aux essais avec prédéformation présentés dans ce chapitre n'est pas satisfaisante. Elle conduit à une sous-estimation de la ductilité. Une modification du critère est proposée, où l'on considère une fonction d'évolution de la variable d'endommagement pour chaque phase des essais. La modification proposée conduit à des résultats plus satisfaisants. Cependant ce type de modification mène à l'évolution de la variable d'endommagement pour les triaxialités négatives. Cela est en accord avec la définition du chapitre III qui considère D comme une indication de la perte de ductilité. Cela est moins satisfaisant d'un point de vue physique, si on souhaite associer l'endommagement à la présence de porosités dans le matériau. En effet, nous n'observons pas d'apparition réelle de porosités pour ce type de sollicitation (chapitre III).

On peut se poser la question de la représentativité des modèles d'endommagement couplés pour ces configurations.

Dans le cas du modèle de Lemaître, il n'y aurait pas d'évolution d'endommagement au cours de la phase de semi-découpe. Cependant, au cours de la phase de poinçonnement on peut s'attendre à une croissance plus rapide de l'endommagement due à l'influence de l'écrouissage sur le taux de restitution d'énergie élastique. Le modèle de Lemaitre prédirait donc une perte de ductilité pour cette dernière phase. La cohérence entre la perte de ductilité donnée par le modèle et celle observée expérimentalement devra être vérifiée.

Chapitre V :

Modélisation globale de la mise en forme à la tenue en service

V-1 Introduction

Au cours du cycle de vie des flasques de sièges d'automobile, le matériau peut localement être le lieu de transformations inélastiques. Comme il a été montré au chapitre précédent ces transformations modifient le comportement du matériau. Pour être en mesure de prévoir le comportement mécanique des flasques au cours de leur vie en service, il convient de considérer la phase de mise en forme.

D'une part, un modèle permettant de rendre compte des modifications du comportement du matériau doit être utilisé. C'est l'objet des deux chapitres précédents. D'autre part, le chaînage de la simulation de mise en forme puis, du calcul de structure, doit être mis en place. En première approche, ce chaînage peut être réalisé avec un logiciel de calcul unique. Le calcul se déroule alors en deux étapes sans poser de difficultés particulières, notamment pour le transfert des données résultantes de l'étape de mise en forme en données initiales du calcul de tenue mécanique. Dans un contexte industriel, il peut être souhaitable de pouvoir faire appel à des logiciels différents pour la simulation de chaque étape du cycle de vie. L'utilisation de logiciels différents permet d'optimiser le choix de chacun en fonction des problématiques particulières rencontrées pour chaque phase.

L'utilisation de deux codes de calcul est envisagée ici. La mise en forme est simulée avec le logiciel Forge[®] puis, le calcul de structure au cours de la vie en service est réalisé avec le logiciel LS-Dyna[®]. L'utilisation d'un logiciel différent pour chaque phase du cycle de vie est plus complexe. D'une part, le même modèle de comportement doit être implémenté dans chaque logiciel. D'autre part, les champs physiques décrivant l'état de la matière doivent être transportés du maillage de résultats du calcul antérieur sur le maillage d'entrée du calcul suivant. Cette opération de transport n'est pas immédiate car les maillages éléments finis utilisés par chaque logiciel ne sont pas les mêmes, aussi bien en terme de discrétisation que de type d'éléments.

En première partie, la spécificité de chaque logiciel est présentée à travers le rappel des équations du problème mécanique. L'implémentation du critère de rupture est présentée ainsi que des cas tests de validation. Dans une deuxième partie, les problématiques liées au chaînage de calculs sont rappelées. La problématique du transport des champs définis aux points d'intégration est exposée. Le logiciel de transport ForgeToDyna est présenté et accompagné de cas tests de validation.

V-2 Implémentation et validation du critère de rupture

V-2-a Le problème mécanique

Pour exposer les spécificités des logiciels Forge[®] et LS-Dyna[®] les équations du problème mécanique sont rappelées. Le problème mécanique présenté au cours des chapitres précédents peut être schématisé par la figure V-1. Les corps déformables sont symbolisés par un domaine matériel Ω de frontière $\partial\Omega$.

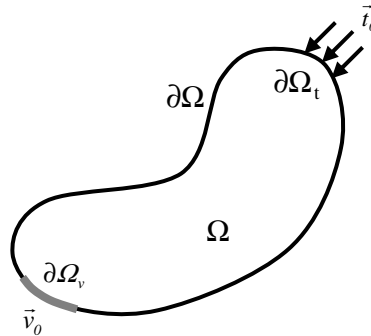


Figure V-1 : Le problème mécanique.

Les lois de conservation, que sont la loi de conservation de la masse et la loi de conservation de la quantité de mouvement, doivent être respectées sur l'ensemble du domaine Ω . Les équations V-1 et V-2 rappellent respectivement la forme locale de la loi de conservation de la masse et la forme locale de la loi de conservation de la quantité de mouvement.

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \text{div}(\rho \vec{v}) = 0 \quad (\text{V-1})$$

$$\text{div}(\bar{\bar{\sigma}}) + \rho \vec{f} = \rho \vec{a} = \rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} \quad (\text{V-2})$$

Où \vec{v} est la vitesse, \vec{a} est l'accélération, $\bar{\bar{\sigma}}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy, ρ est la masse par unité de volume et \vec{f} est une force par unité de masse.

Il faut aussi prendre en compte les conditions aux limites qui s'exercent sur la frontière $\partial\Omega$. Sur la surface $\partial\Omega_v$, la vitesse est imposée. Sur la surface $\partial\Omega_t$, la contrainte est imposée. Ces deux conditions aux limites sont synthétisées par les équations V-3, V-4 où \vec{n} est le vecteur normal à la surface.

$$\vec{v} = \vec{v}_0 \text{ sur } \partial\Omega_v \quad (\text{V-3})$$

$$\bar{\bar{\sigma}} \cdot \vec{n} = \vec{t}_0 \text{ sur } \partial\Omega_t \quad (\text{V-4})$$

Les équations V-1 à V-4 constituent la formulation forte du problème mécanique. Ces équations doivent être résolues en tous points du domaine Ω .

L'équation V-2 est résolue en utilisant le principe des puissances virtuelles. On définit d'abord l'espace des fonctions tests \vec{v}^* et l'espace des vitesses \vec{v} donnés par les expressions V-5 et V-6 respectivement.

$$\vec{v}^* \in V^* \quad V^* = \left\{ \vec{v}^* \mid \vec{v}^* \in C^0, \vec{v}^* = 0 \text{ sur } \partial\Omega_v \right\} \quad (\text{V-5})$$

$$\vec{v} \in V \quad V = \left\{ \vec{v} \mid \vec{v} \in C^0, \vec{v} = \vec{v}_0 \text{ sur } \partial\Omega_v \right\} \quad (\text{V-6})$$

L'équation V-2 est multipliée par une fonction test \vec{v}^* et intégrée sur le domaine Ω comme le montre l'équation V-7.

$$\int_{\Omega} \vec{v}^* \left(\text{div}(\vec{\sigma}) + \rho \vec{f} - \rho \frac{\partial \vec{v}}{\partial t} \right) d\Omega = 0 \quad (\text{V-7})$$

Le premier terme de l'équation ci-dessus est développé en l'expression V-8 en utilisant les propriétés de la dérivation d'un produit.

$$\int_{\Omega} v_i^* \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} d\Omega = - \int_{\Omega} \frac{\partial v_i^*}{\partial x_j} \sigma_{ij} d\Omega + \int_{\Omega} \frac{\partial}{\partial x_j} (v_i^* \sigma_{ij}) d\Omega \quad (\text{V-8})$$

Le théorème de Gauss Ostrogradski permet ensuite d'obtenir l'expression V-9.

$$\int_{\Omega} v_i^* \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} d\Omega = - \int_{\Omega} \frac{\partial v_i^*}{\partial x_j} \sigma_{ij} d\Omega + \int_{\partial\Omega} v_i^* \sigma_{ij} n_j d\partial\Omega \quad (\text{V-9})$$

La fonction test s'annule sur $\partial\Omega_v$ et en considérant les conditions aux limites sur $\partial\Omega_t$, on a alors l'expression V-10.

$$\int_{\Omega} v_i^* \frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} d\Omega = - \int_{\Omega} \frac{\partial v_i^*}{\partial x_j} \sigma_{ij} d\Omega + \int_{\partial\Omega_t} v_i^* t_{oi} d\partial\Omega_t \quad (\text{V-10})$$

La substitution du premier terme de l'équation V-7 par l'expression V-10 conduit à la forme développée V-11.

$$\int_{\Omega} \frac{\partial v_i^*}{\partial x_j} \sigma_{ij} d\Omega - \int_{\partial\Omega_t} v_i^* t_{oi} d\partial\Omega_t - \int_{\Omega} v_i^* \rho f_i d\Omega + \int_{\Omega} v_i^* \rho \frac{\partial v_i}{\partial t} d\Omega = 0 \quad (\text{V-11})$$

L'expression V-11 est finalement réécrite en l'expression V-13 en prenant en compte la définition du tenseur des vitesses de déformation donnée par la formule V-12.

$$\dot{\bar{\epsilon}}_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial v_i}{\partial x_j} + \frac{\partial v_j}{\partial x_i} \right) \quad (\text{V-12})$$

L'expression V-13 constitue la forme faible de l'équation de conservation de la quantité de mouvement V-2.

$$\int_{\Omega} \bar{\sigma} : \dot{\bar{\epsilon}}^* d\Omega - \int_{\partial\Omega_i} \bar{v}^* \bar{t}_0 d\partial\Omega_i - \int_{\Omega} \bar{v}^* \rho \bar{f} d\Omega + \int_{\Omega} \bar{v}^* \rho \frac{\partial \bar{v}}{\partial t} d\Omega = 0 \quad (\text{V-13})$$

Dans le cas d'un problème quasi statique où l'on peut négliger les efforts de volume, comme la gravité, l'expression V-13 se simplifie pour donner l'équation d'équilibre statique V-14 ou V-15.

$$\int_{\Omega} \bar{\sigma} : \dot{\bar{\epsilon}}^* d\Omega - \int_{\partial\Omega_i} \bar{v}^* \bar{t}_0 d\partial\Omega_i = 0 \quad (\text{V-14})$$

$$\int_{\Omega} \bar{s} : \dot{\bar{\epsilon}}^* d\Omega - \int_{\Omega} p \dot{\bar{\epsilon}}^* : \bar{I} d\Omega - \int_{\partial\Omega_i} \bar{v}^* \bar{t}_0 d\partial\Omega_i = 0 \quad (\text{V-15})$$

Dans la dernière expression le tenseur des contraintes est décomposé en partie déviatorique (\bar{s}) et partie sphérique ($p\bar{I}$) suivant la formule I-11.

On ne peut pas, en général, trouver de solution analytique aux équations V-13, V-14 et V15 qui conduisent à des problèmes fortement non linéaires. Les non linéarités peuvent provenir de la géométrie, de la relation entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations (modèle de comportement) et des conditions aux limites (contact). On fait alors appel à des logiciels permettant la résolution de ces équations par l'utilisation de méthodes numériques.

Le logiciel LS-Dyna[®] utilise la méthode des éléments finis pour la résolution de l'équation V-13 (dynamique explicite) et de l'équation V-14 (quasi statique implicite). Le logiciel Forge[®] utilise la méthode des éléments finis mixtes pour la résolution de l'équation V-15.

V-2-b Discrétisation spatiale et temporelle

Le domaine Ω est discrétisé par n_e éléments Ω_e de sorte que la réunion Ω_h de ces derniers approche la géométrie du problème continu.

$$\Omega \sim \Omega_h = \bigcup_i^{n_e} \Omega_i \quad \text{V-16}$$

Dans le cas du logiciel LS-Dyna[®], il est choisi de discrétiser la géométrie par des éléments hexaédriques à huit nœuds illustrés par la figure V-2.

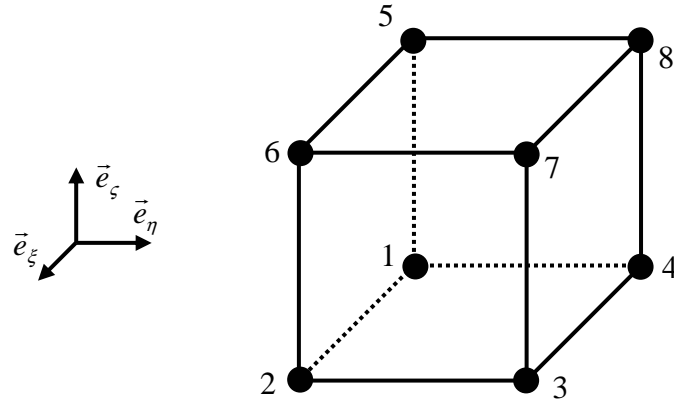


Figure V-2 : Elément hexaédrique de référence.

Le champ de vitesse est approximé par l'équation V-17.

$$\vec{v}(x, y, z, t) = N_I(x, y, z) \vec{v}_I(t) \quad (\text{V-17})$$

\vec{v} est le champ de vitesse approximé, \vec{v}_I sont les vitesses nodales et N_I sont les fonctions d'interpolation (Les indices I sont sommés sur les nœuds du maillage).

L'équation continue V-13 (V-14 respectivement) devient l'équation V-18 (V-19 respectivement) dans le cas du problème discrétisé spatialement.

$$\vec{v}_I^* \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I}{\partial x} : \bar{\sigma} d\Omega_h - \vec{v}_I^* \int_{\partial\Omega_h} N_I \vec{t}_0 d\partial\Omega_h - \vec{v}_I^* \int_{\Omega_h} N_I \bar{\rho} f d\Omega_h + \vec{v}_I^* \int_{\Omega_h} N_I N_J \rho d\Omega_h \frac{\partial \vec{v}_J}{\partial t} = 0 \quad (\text{V-18})$$

$$\vec{v}_I^* \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I}{\partial x} : \bar{\sigma} d\Omega_h - \vec{v}_I^* \int_{\partial\Omega_h} N_I \vec{t}_0 d\partial\Omega_h = 0 \quad (\text{V-19})$$

Dans le cas du logiciel Forge[®], la géométrie est discrétisée par des éléments tétraédriques à quatre nœuds et un terme bulle illustrés par la figure V-3. Ces éléments P1⁺/P1 permettent de travailler en formulation mixte vitesse-pression et sont particulièrement bien adaptés aux problèmes de mise en forme.

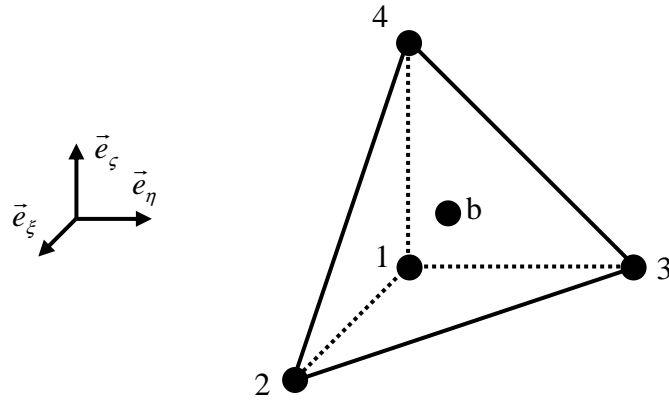


Figure V-3 : Elément tétraédrique P1⁺/P1 de référence.

La discrétisation des champs physiques est mixte. Le champ de vitesse est approximé par l'équation V-20.

$$\vec{v}(x, y, z, t) = N_i^l(x, y, z) \vec{v}_i^l(t) + N_j^b(x, y, z) \vec{v}_j^b(t) \quad (\text{V-20})$$

\vec{v} est le champ de vitesses approximé, \vec{v}_i^l sont les vitesses nodales, N_i^l sont les fonctions d'interpolation linéaire (les indices I sont sommés sur les nœuds du maillage), \vec{v}_j^b sont les vitesses aux nœuds centraux et N_j^b sont les fonctions d'interpolation bulle (les indices J sont sommés sur les éléments du maillage).

Le champ de pression est approximé par l'équation V-21.

$$P(x, y, z, t) = N_i^l(x, y, z) P_i(t) \quad (\text{V-21})$$

P est le champ de pression approximé, P_i sont les pressions nodales et N_i^l sont les fonctions d'interpolation (les indices I sont sommés sur les nœuds du maillage).

En utilisant les propriétés du champ de vitesse [Fayo 2008], on peut montrer que l'équation continue V-15 devient l'équation V-22 dans le cas du problème discrétisé spatialement.

$$\begin{aligned} \vec{v}_i^{l*} \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_i^l}{\partial x} : \bar{\bar{s}} d\Omega_h - \vec{v}_j^{l*} \int_{\Omega_h} p_i N_i^l \frac{\partial N_j^l}{\partial x} : \bar{\bar{I}} d\Omega_h - \vec{v}_i^{l*} \int_{\partial\Omega_h} N_i^l \vec{t}_0 d\partial\Omega_h = 0 \\ \vec{v}_i^{b*} \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_i^b}{\partial x} : \bar{\bar{s}} d\Omega_h - \vec{v}_j^{b*} \int_{\Omega_h} p_i N_i^l \frac{\partial N_j^b}{\partial x} : \bar{\bar{I}} d\Omega_h = 0 \end{aligned} \quad (\text{V-22})$$

Les équations V-18, V-19 et V-22 sont qualifiées de semi-discrètes car seul l'espace est discrétisé. Ces équations doivent être satisfaites pour tout temps t .

Le logiciel LS-Dyna[®] résout l'équation V-18 dans le temps, en suivant une méthode explicite de différences centrées. Le temps de la simulation t_s est discrétisé en n_s incrément Δt^n . On pose :

$$\begin{aligned} t^{n-1/2} &= \frac{I}{2}(t^n - t^{n-1}) \text{ et } t^{n+1/2} = \frac{I}{2}(t^{n+1} - t^n) \\ \Delta t^n &= t^{n+1/2} - t^{n-1/2} \text{ et } \Delta t^{n+1/2} = t^{n+1} - t^n \end{aligned} \quad (\text{V-23})$$

L'équation V-18 peut être réécrite sous la forme V-24.

$$\vec{v}_I^* (f_I^{int} - f_I^{ext} + M_{IJ} a_J) = 0 \quad (\text{V-24})$$

Où

$$f_I^{int} = \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I}{\partial x} : \bar{\sigma} d\Omega_h \quad (\text{V-25})$$

$$f_I^{ext} = \int_{\Omega_h} N_I \rho \bar{f} d\Omega_h + \int_{\partial\Omega_h} N_I \vec{t}_o d\partial\Omega_h \quad (\text{V-26})$$

$$M_{IJ} = \int_{\Omega_h} N_I N_J \rho d\Omega_h \quad (\text{V-27})$$

$$a_J = \frac{\partial \vec{v}_J}{\partial t} \quad (\text{V-27})$$

L'équation V-24 doit être satisfaite pour tout t^n . On peut alors écrire l'équation V-28.

$$M a^n = f^n = f^{ext}(d^n, t^n) - f^{int}(d^n, t^n) \quad (\text{V-28})$$

L'accélération est ainsi donnée par V-29.

$$a^n = M^{-1} f^n \quad (\text{V-29})$$

En exprimant l'accélération en fonction de la vitesse et le déplacement en fonction de la vitesse, on peut exprimer la vitesse et le déplacement par V-30 et V-31 respectivement.

$$v^{n+1/2} = v^{n-1/2} + a^n \Delta t^{n+1/2} \quad (\text{V-30})$$

$$d^{n+1} = d^n + v^{n+1/2} \Delta t^{n+1/2} \quad (\text{V-31})$$

Les déplacements étant connus à l'instant t^n , on peut calculer les efforts extérieur et intérieur, puis en déduire les déplacements à l'instant t^{n+1} . Cette méthode de calcul est simple et robuste puisqu'il n'y a pas de système d'équations à résoudre. Le temps de calcul pour chaque incrément est court. Cependant la validité du résultat est conditionnée par l'utilisation de pas de temps suffisamment petits.

Dans le cas où l'on néglige les effets d'inertie et les efforts volumiques, l'équation de conservation de quantité de mouvement se simplifie en les équations V-14 et V-15. Pour résoudre ces équations on peut faire appel à une méthode de résolution implicite de Newton. C'est cette méthode qui est utilisée pour résoudre l'équation V-19 dans le cas du logiciel LS-Dyna[®] et pour résoudre l'équation V-22 dans le cas du logiciel Forge[®].

L'équation V-19 peut être réécrite comme suit (LS-Dyna[®]) :

$$R_I = f_I^{int} - f_I^{ext} = 0 \quad (V-32)$$

Où

$$f_I^{int} = \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I}{\partial x} : \bar{\sigma} d\Omega_h \quad (V-33)$$

$$f_I^{ext} = \int_{\partial\Omega_h} N_I \bar{t}_0 d\partial\Omega_{th} \quad (V-34)$$

Les équations V-1 et V-22 peuvent être réécrites comme suit (Forge[®]) :

$$R_2 = \begin{cases} R^l = R^{ll} + 0 + R^{lp} = 0 \\ R^b = 0 + R^{bb} + R^{bp} = 0 \\ R^p = R^{pl} + R^{pb} + R^{pp} = 0 \end{cases} \quad (V-35)$$

Où

$$R^{ll} = \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I^l}{\partial x} : \bar{s} d\Omega_h - \int_{\partial\Omega_h} N_I^l \bar{t}_0 d\partial\Omega_{th} \quad (V-36)$$

$$R^{lp} = - \int_{\Omega_h} p_I N_I^l \frac{\partial N_J^l}{\partial x} : \bar{I} d\Omega_h \quad (V-37)$$

$$R^{bb} = \int_{\Omega_h} \frac{\partial N_I^b}{\partial x} : \bar{s} d\Omega_h \quad (V-38)$$

$$R^{bp} = - \int_{\Omega_h} p_I N_I^l \frac{\partial N_J^b}{\partial x} : \bar{I} d\Omega_h \quad (V-39)$$

$$R^{pl} = - \int_{\Omega_h} N_I^l \frac{\partial N_J^l}{\partial x} \bar{v}_J^l d\Omega_h \quad (V-40)$$

$$R^{pb} = - \int_{\Omega_h} N_I^l \frac{\partial N_J^b}{\partial x} \bar{v}_J^b d\Omega_h \quad (V-41)$$

$$R^{pp} = - \int_{\Omega_h} N_I^l N_J^l \frac{P_J}{\kappa} d\Omega_h \quad (V-42)$$

Les systèmes d'équations V-32 et V-35 sont non linéaires. Les termes $R1$ et $R2$ sont appelés résidus que l'on notera R_{es} dans la suite.

Le résidu est linéarisé en écrivant un développement limité donné par l'équation V-43. x est le champ d'inconnues. Les inconnues sont le champ de déplacement dans le cas du système d'équations V-32 et les champs de vitesse et de pression dans le cas du système d'équations V-35. Le développement limité est tronqué à l'ordre un, comme le montre l'équation V-45. Il est utilisé pour approximer la solution d'un incrément k à un incrément $k+1$, comme le montre l'équation V-46. La solution du système d'équations R_{es} est ainsi construite au temps t^{n+1} de manière itérative.

$$R_{es}(x_{k+1}, t^{n+1}) = R_{es}(x_k, t^{n+1}) + \frac{\partial R_{es}(x_k, t^{n+1})}{\partial x} \Delta x + O(\Delta x^2) = 0 \quad (V-43)$$

Où

$$\Delta x = x_{k+1} - x_k \quad (V-44)$$

$$R_{es}(x_k, t^{n+1}) + \frac{\partial R_{es}(x_k, t^{n+1})}{\partial x} \Delta x = 0 \quad (V-45)$$

$$x_{k+1} = x_k + \Delta x = x_k - \frac{R_{es}(x_k, t^{n+1})}{\frac{\partial R_{es}(x_k, t^{n+1})}{\partial x}} \quad (V-46)$$

Le terme $\partial R_{es}/\partial x$ est la matrice jacobienne, sa détermination nécessite le calcul de la matrice tangente algorithmique définie par l'équation V-47.

$$\overline{\overline{C}}^{alg} = \frac{\partial \overline{\overline{\sigma}}}{\partial \overline{\overline{\varepsilon}}} \quad (V-47)$$

Cette méthode de calcul est plus complexe que la méthode explicite. Cependant la validité du résultat n'est pas conditionnée par l'utilisation de pas de temps petits. Le temps de calcul par incrément est plus grand.

V-2-c Méthode de résolution de la loi de comportement

Dans le cas du logiciel LS-Dyna[®], dans le cadre de l'utilisation de routine utilisateur, il est laissé à l'utilisateur le soin de calculer le tenseur des contraintes ainsi que la matrice tangente algorithmique. La méthode d'intégration de la loi de comportement est maintenant rappelée.

Le comportement du matériau est modélisé par un modèle élastoplastique de von Mises avec écrouissage puissance. Si la contrainte équivalente est inférieure à la contrainte d'écoulement, le comportement du matériau est élastique. Ce comportement est modélisé par la loi de Hooke donnée par l'équation V-48.

$$\bar{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{C}}^e \bar{\bar{\epsilon}} \quad (\text{V-48})$$

Où $\bar{\bar{C}}^e$ est la matrice tangente élastique donnée par l'équation V-49.

$$\bar{\bar{C}}^e = 2\mu^e \bar{\bar{I}} + \lambda^e \bar{\bar{I}} \otimes \bar{\bar{I}} \quad (\text{V-49})$$

λ^e et μ^e sont les coefficients Lamé donnés par les équations V-50 et V-51.

$$\lambda^e = \frac{\nu E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (\text{V-50})$$

$$\mu^e = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (\text{V-51})$$

Où E est le module de Young et ν est le coefficient de Poisson.

Si la contrainte équivalente est égale à la contrainte d'écoulement, le comportement du matériau est plastique. L'évolution de la contrainte d'écoulement est alors donnée par l'écrouissage isotrope puissance défini par l'équation I-37.

A l'instant t , sont connus : le tenseur des contraintes $\bar{\bar{\sigma}}_t$, la déformation plastique équivalente $\bar{\bar{\epsilon}}_{pl,t}$ et le tenseur incrément de déformation totale $\Delta\bar{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}$. Il est cherché à déterminer à l'instant $t+\Delta t$: le tenseur des contraintes $\bar{\bar{\sigma}}_{t+\Delta t}$, la déformation plastique équivalente $\bar{\bar{\epsilon}}_{pl,t+\Delta t}$ et la matrice tangente algorithmique $\bar{\bar{C}}_{t+\Delta t}^{alg}$. Les équations du modèle de comportement sont résolues en utilisant une méthode en deux étapes de prédiction élastique, puis de correction plastique.

Dans une première étape on calcule le tenseur des contraintes $\bar{\bar{\sigma}}_{t+\Delta t}^{trial}$ tel qu'il serait si l'incrément de déformation $\Delta\bar{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}$ conduisait à rester dans le domaine élastique. $\bar{\bar{\sigma}}_{t+\Delta t}^{trial}$ est donné par l'équation V-52.

$$\bar{\bar{\sigma}}_{t+\Delta t}^{trial} = \bar{\bar{\sigma}}_t + 2\mu^e \Delta\bar{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t} + \lambda^e tr(\Delta\bar{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}) \bar{\bar{I}} \quad (\text{V-52})$$

A l'issue de cette première étape, la contrainte équivalente $\sigma_{eq,t+\Delta t}^{trial}$ (équation V-53) et le critère de plasticité F (équation V-54) sont évalués.

$$\sigma_{eq,t+\Delta t}^{trial} = \left(\frac{3}{2} \bar{\bar{s}}_{t+\Delta t}^{trial} : \bar{\bar{s}}_{t+\Delta t}^{trial} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (\text{V-53})$$

$$F_e = \sigma_{eq\ t+\Delta t}^{trial} - \sigma_{0\ t} \quad (V-54)$$

Si le critère de plasticité est inférieur à zéro, l'incrément de déformation est élastique et le tenseur des contraintes est donné par l'équation V-55. Il n'y pas d'évolution de ε_{pl} .

$$\bar{\sigma}_{t+\Delta t} = \bar{\sigma}_{t+\Delta t}^{trial} \quad (V-55)$$

Si le critère de plasticité est supérieur à zéro, l'incrément de déformation est plastique et le tenseur des contraintes est donné par l'équation V-56.

$$\bar{\sigma}_{t+\Delta t} = \bar{\sigma}_{t+\Delta t}^{trial} - 2\mu^e \Delta \bar{\varepsilon}_{pl\ t+\Delta t} \quad (V-56)$$

Il est fait appel à la loi de normalité donnée par l'équation V-57 (où la normale à la surface d'écoulement est notée \bar{n}).

$$\Delta \bar{\varepsilon}_{pl\ t+\Delta t} = \Delta \lambda \frac{\partial \sigma_{eq\ t+\Delta t}}{\partial \bar{\sigma}_{t+\Delta t}} = \Delta \lambda \bar{n} = \Delta \lambda \frac{3}{2} \frac{\bar{s}_{t+\Delta t}}{\sigma_{eq\ t+\Delta t}} \quad (V-57)$$

Les équations V-56 et V-57 permettent d'exprimer le tenseur déviateur des contraintes et le tenseur des contraintes en fonction du multiplicateur de plasticité $\Delta \lambda$ comme le montrent les équations V-58 et V-59.

$$\bar{s}_{t+\Delta t} = \bar{s}_{t+\Delta t}^{trial} \frac{1}{1 + \frac{3\mu^e \Delta \lambda}{\sigma_{0\ t+\Delta t}}} \quad (V-58)$$

$$\bar{\sigma}_{t+\Delta t} = \left(\bar{\sigma}_{t+\Delta t}^{trial} + p_{t+\Delta t}^{trial} \bar{I} \right) \frac{1}{1 + \frac{3\mu^e \Delta \lambda}{\sigma_{0\ t+\Delta t}}} - p_{t+\Delta t}^{trial} \bar{I} \quad (V-59)$$

Le critère de plasticité (équation V-53) exprimé avec le tenseur déviateur des contraintes V-58 donne l'équation V-60.

$$\sigma_{eq\ t+\Delta t}^{trial} - \sigma_{0\ t+\Delta t} - 3\mu^e \Delta \lambda = 0 \quad (V-60)$$

Dans cette dernière équation, la seule inconnue est $\Delta \lambda$. S'agissant d'une équation non linéaire, $\Delta \lambda$ est déterminé en utilisant la méthode de Newton.

Une fois résolues les équations du modèle de comportement, la matrice tangente algorithmique est calculée avec l'équation V-61 donnée par Z.L. Zhang [Zhan 1995].

$$\bar{\bar{C}}_{t+\Delta t}^{alg} = d_0 \bar{I} + d_1 \bar{I} \otimes \bar{I} + d_2 \bar{n} \otimes \bar{n} \quad (V-61)$$

Avec

$$d_0 = 2\mu^e \frac{\sigma_{eqt+\Delta t}}{\sigma_{eqt+\Delta t} + 3\mu^e \Delta\lambda} \quad (V-62)$$

$$d_1 = \frac{2\mu^e + 3\lambda^e}{3} - \frac{2}{3}\mu^e \frac{\sigma_{eqt+\Delta t}}{\sigma_{eqt+\Delta t} + 3\mu^e \Delta\lambda} \quad (V-63)$$

$$d_2 = -\frac{4}{3}\mu^e \left(\frac{1}{1 + \frac{\partial \sigma_{0t+\Delta t}}{\partial \varepsilon_{eqt+\Delta t}} \frac{1}{3\mu^e}} - 1 + \frac{\sigma_{eqt+\Delta t}}{\sigma_{eqt+\Delta t} + 3\mu^e \Delta\lambda} \right) \quad (V-64)$$

V-2-d Implémentation du critère de rupture et validation

L'implémentation du critère de rupture de Xue et Wierzbicki modifié est réalisée par la programmation de routines utilisateur. Le critère de rupture est une fonction du tenseur des contraintes et de la déformation plastique équivalente. Son calcul intervient après le calcul de mécanique. La rupture est modélisée par suppression d'éléments. On considère qu'un élément de matière est rompu lorsque les conditions V-65 sont remplies.

$$\begin{cases} D > 1 \\ p > 0 \\ \dot{\varepsilon}_{pl} > 0 \end{cases} \quad (V-65)$$

Où D est la variable d'endommagement, p est la pression hydrostatique et $\dot{\varepsilon}_{pl}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente. La méthode générale d'implémentation des critères de rupture est montrée sur la figure V-4.

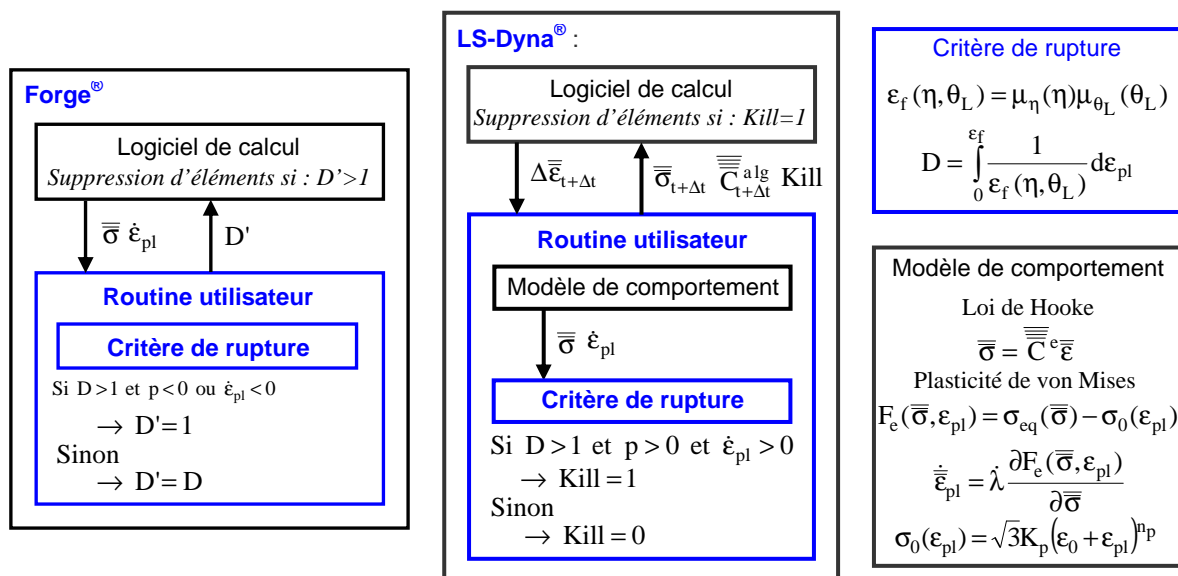


Figure V-4 : Méthode générale d'implémentation des critères de rupture dans Forge® et dans LS-Dyna®.

La simulation de l'essai de traction sur éprouvettes plates T0 a pour objectif de valider l'implémentation du critère de rupture dans les logiciels Forge[®] et LS-Dyna[®]. Les maillages utilisés avec les deux logiciels sont montrés sur la figure V-5. La taille de maille est localement égale à 0,2mm. Les calculs ont été réalisés avec LS-Dyna[®] en utilisant les schémas de résolution explicite et implicite.

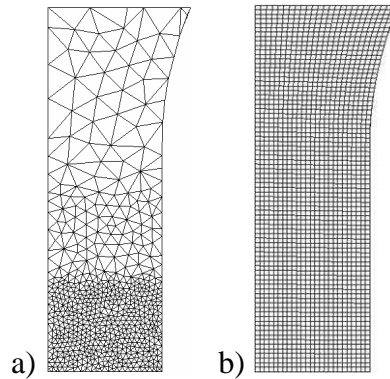


Figure V-5 : Essai de traction T0 : a) maillage utilisé avec Forge[®] ; b) maillage utilisé avec LS-Dyna[®].

Les paramètres du modèle de comportement élastoplastique sont ceux du tableau II-13. Ces paramètres, identifiés avec un essai de traction, sont reportés dans le tableau V-1.

K_p (MPa)	ε_0	n_p
505	0,050	0,23

Tableau V-1 : Paramètres du modèle d'érouissage puissance (analyse inverse sur essai de traction).

Les paramètres du critère de rupture utilisés pour les cas tests sont ceux donnés dans le tableau V-2. Ces paramètres ont été identifiés en suivant la procédure décrite en section IV-4-b. Les essais utilisés pour l'identification sont des essais de traction (T0, Te5, Te3 et Te1,5), des essais sur éprouvettes chapeaux ($j=0,2mm$ et $j=0,1mm$), ainsi qu'un essai de semi-découpe suivi de poinçonnement ($hs=2,5mm$).

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	η_{min}	γ	k
1,79	0,46	1,27	0,72	1,05	-0,62	0,68	1

Tableau V-2 : Paramètres du critère de Xue et Wierzbicki modifié.

Les résultats des calculs sont montrés sur les figures V-6 et V-7. Sur la figure V-6 est présenté le champ de variable d'endommagement au moment de la rupture des éprouvettes plates de traction, soit pour un déplacement égale à 8mm. Le résultat est exposé pour les trois méthodes de calcul. On peut observer que dans les trois cas la variable d'endommagement est proche de un au centre des éprouvettes. Des éléments ont déjà été supprimés dans le cas des calculs menés avec LS-Dyna[®].

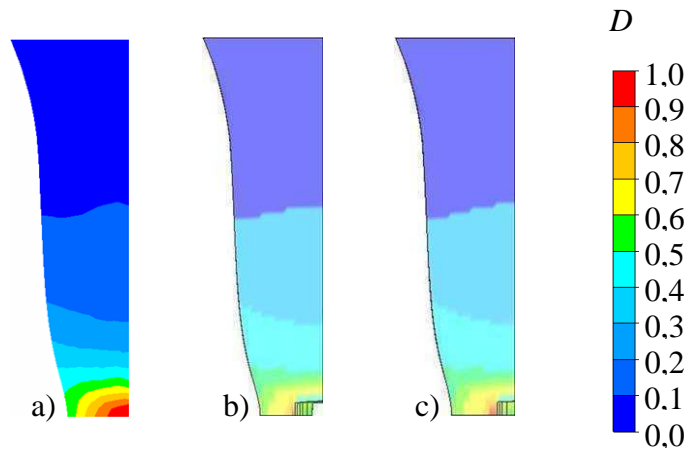


Figure V-6 : Champ de variable d'endommagement au moment de la rupture des éprouvettes de traction (déplacement égale à $8mm$) : a) Forge[®] ; b) LS-Dyna[®] explicite ; c) LS-Dyna[®] implicite.

Sur la figure V-7 sont présentées les courbes effort-déplacement issue de l'expérience et issues des calculs. Le résultat est exposé pour les trois méthodes de calcul.

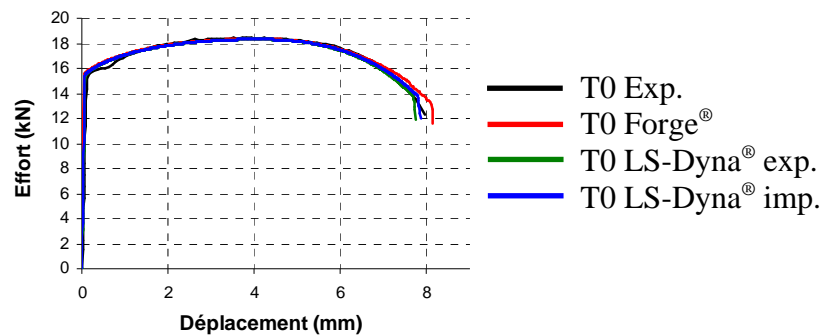


Figure V-7: Essais de traction T0: courbes effort-déplacement.

Pour les trois méthodes de calcul, les résultats en terme d'effort sont proches. (On peut observer l'apparition de différences, sur la fin de la striction, imputables à la différence de formulation éléments finis entre les différentes méthodes de calcul.) La rupture intervient au voisinage de la rupture expérimentale, soit pour un déplacement égal à $8mm$. La suppression des éléments considérés comme rompus entraîne une brusque chute en effort conforme aux observations expérimentales.

V-2-e Synthèse sur l'implémentation du critère de rupture

En vue de simuler les différentes étapes du cycle de vie des flasques de sièges automobile, il est envisagé d'utiliser les logiciels de calcul par éléments finis Forge[®] et LS-Dyna[®]. La spécificité de chacun de ces logiciels est présentée à travers le rappel des équations du problème mécanique. Le critère de rupture présenté aux chapitres III et IV est implémenté dans Forge[®] et LS-Dyna[®].

Le travail d'implémentation est validé en comparant les résultats de simulation de l'essai de traction T0 obtenus avec différentes méthodes de calcul (Forge[®], LS-Dyna[®] explicite et LS-Dyna[®] implicite). La proximité entre les résultats valide l'implémentation du critère de rupture, mais également les paramètres numériques choisis, comme les tailles de mailles et les pas de temps.

La réalisation du chaînage de la simulation de la mise en forme calculée avec le logiciel Forge[®], puis de la simulation de tenue mécanique calculée avec le logiciel LS-Dyna[®] soulève deux difficultés principales. D'une part se pose la question de la compatibilité des modèles de comportement ; cette question trouve réponse en section V-2 avec l'implémentation du même modèle dans les deux logiciels. Se pose, d'autre part, la question du transport des champs du maillage, résultat obtenu avec Forge[®], vers le maillage de mise en données de la tenue mécanique pour LS-Dyna[®]. Cette seconde problématique est l'objet de la partie suivante.

V-3 Les problématiques liées au chaînage et transport des champs définis aux points d'intégration

V-3-a Principe du transport des champs définis aux points d'intégration

A l'issue de la simulation de la mise en forme avec le logiciel Forge[®], il est obtenu un maillage décrivant la géométrie de la pièce ainsi que des champs physiques décrivant l'état de la matière. Lorsque le calcul de structure est réalisé avec Forge[®], ces résultats peuvent être directement utilisés comme données d'entrée du calcul de tenue mécanique. Cependant, si l'on souhaite utiliser un autre logiciel comme LS-Dyna[®] pour réaliser ce dernier, l'opération n'est plus directe. En effet, comme il est exposé en V-2-b, la discrétisation spatiale et le type d'éléments ne sont pas les mêmes entre les deux logiciels. La géométrie est discrétisée avec des tétraèdres (en formulation vitesse-pression) dans le cas du logiciel Forge[®] et elle est discrétisée avec des hexaèdres (en formulation déplacement) dans le cas du logiciel LS-Dyna[®].

Dans un premier temps un maillage d'entrée doit être généré. La géométrie de la pièce mise en forme est approximée en utilisant un logiciel de modelage volumique. La géométrie est ensuite discrétisée en hexaèdre avec un logiciel de maillage.

Dans un second temps les champs doivent être transportés du maillage tétraédrique vers le maillage hexaédrique. Pour cette opération, il est fait appel au logiciel de transport de champs ForgeToDyna développé par la société Alyotech[®]. Ce logiciel a été développé dans le cadre de la thèse, sur la base de discussions et réflexions menées entre le Cemef, Faurecia Sièges d'Automobile et Alyotech. La problématique du transfert des données des résultats de Forge[®] vers LS-Dyna[®] est synthétisée sur la figure V-8.

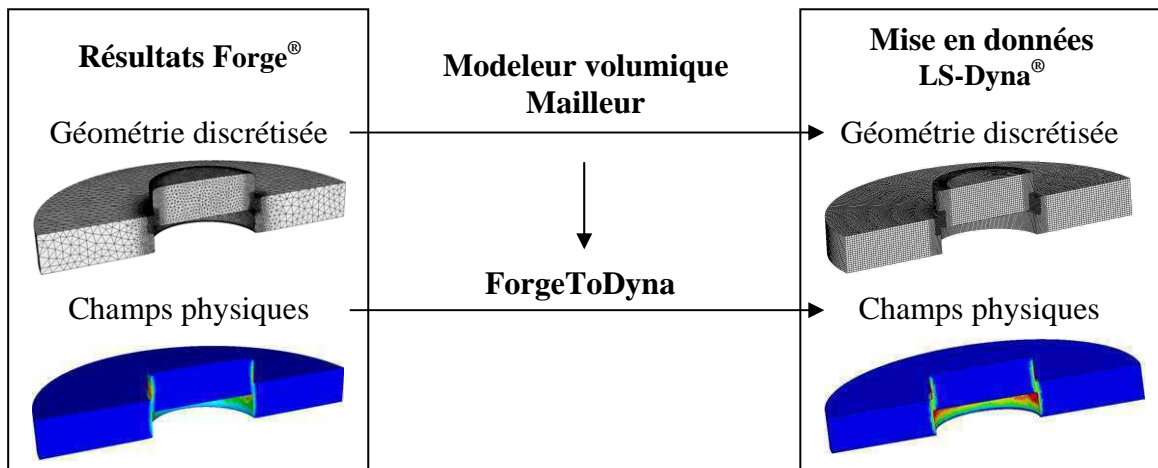


Figure V-8 : Transfert des données des résultats Forge® vers les données d'entrée LS-Dyna® (Exemple d'une éprouvette semi-découpée).

Une partie des champs physiques est définie aux nœuds du maillage, c'est le cas par exemple de la température ou de la vitesse. Une autre partie des champs est définie aux points d'intégration, c'est le cas par exemple de la déformation plastique équivalente, de la variable d'endommagement et du tenseur des contraintes.

Dans le cas des champs définis aux nœuds, les valeurs sont directement interpolées des nœuds du maillage tétraédrique vers les nœuds du maillage hexaédrique. Dans le cas des champs définis aux points d'intégration, l'opération ne peut plus être directe car les champs sont définis de manière discontinue dans l'espace et les points d'intégration des maillages tétraédrique et hexaédrique ne sont pas coïncidents. La problématique du transport des champs discontinus est abordée de manière plus exhaustive dans [Guer 2007].

Le logiciel ForgeToDyna effectue le transport des champs définis aux points d'intégration en deux temps. Les champs sont d'abord extrapolés aux nœuds du maillage tétraédrique. Puis l'algorithme de transport des valeurs nodales est ensuite utilisé pour interpoler les valeurs aux points d'intégration du maillage hexaédrique.

L'extrapolation des champs définis aux points d'intégration des éléments tétraédriques aux nœuds des éléments tétraédriques se fait comme suit. Pour chaque nœud P du maillage, on considère les n_i éléments auxquels P appartient comme le montre la figure V-9. A chaque point d'intégration G_i est associée une valeur Ch_i du champ considéré. Ces valeurs sont utilisées pour extrapoler une valeur $Ch(P)$ aux nœuds P en utilisant l'expression V-66.

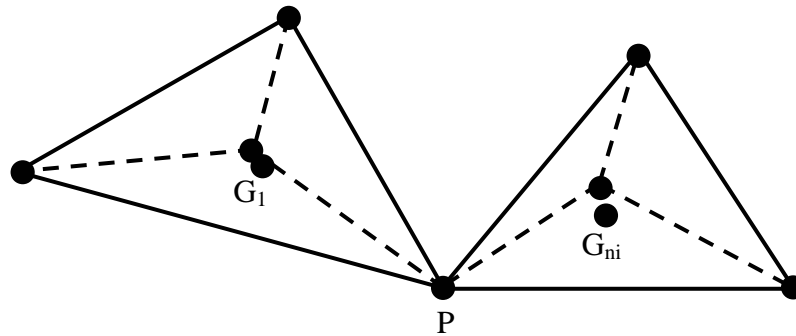
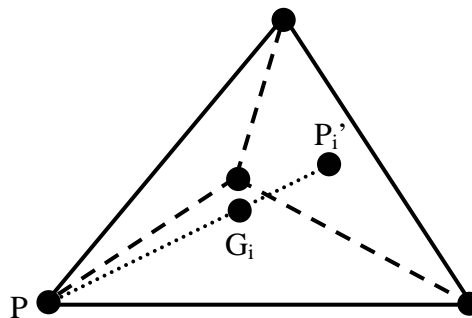


Figure V-9 : Eléments tétraédriques dont l'un des nœuds est le point P.

$$Ch(p) = \frac{\sum_{i=1}^{n_i} \left(1 - \frac{PP'_i}{PG_i}\right) Ch_i}{\sum_{i=1}^{n_i} \left(1 - \frac{PP'_i}{PG_i}\right)} \quad (V-66)$$

Les points G_i sont au centre de gravité des éléments. Les points P'_i sont les centres de gravité des faces opposées au point P comme l'illustre la figure V-10.


 Figure V-10 : Définition du point P'_i .

V-3-b Transport de champs : cas tests

Pour valider la procédure de transport de champs, un cas test est mis en place. Ce cas test est illustré par la figure V-11. Dans un premier temps, la mise en forme d'une éprouvette par semi-découpe est simulée avec Forge[®]. La géométrie est localement donnée par la forme des outils. Elle est approximée avec un logiciel de conception assistée par ordinateur puis discrétisée en hexaèdres. Enfin, le logiciel ForgeToDyna est utilisé pour transporter les champs du maillage résultat de Forge[®] vers le maillage hexaédrique. On considère ici le cas du champ de déformation plastique.

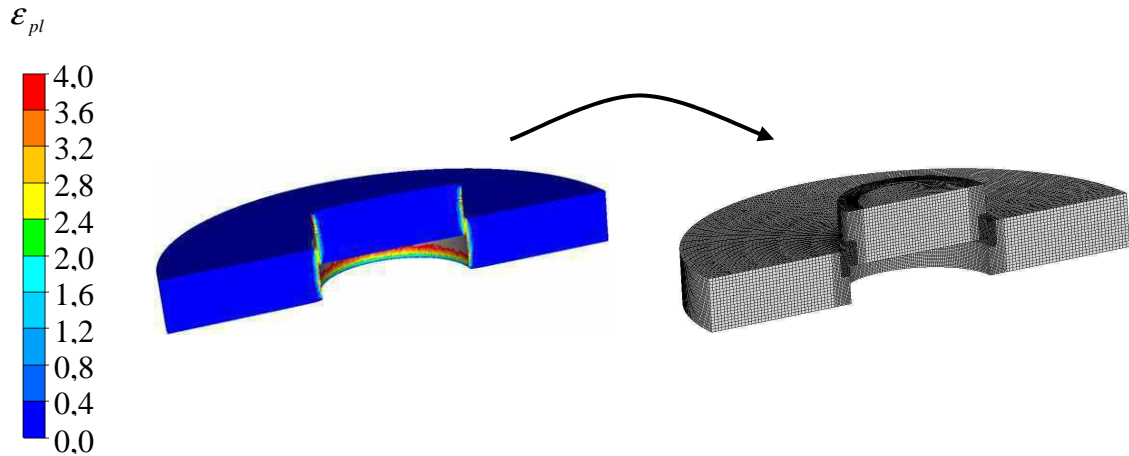


Figure V-11 : Cas test de transport de champs : champ de déformation plastique équivalente issue d'un calcul Forge[®] et géométrie approximée par un maillage hexaédrique.

Sur la figure V-12 le champ de déformation est montré avant et après l'opération de transport.

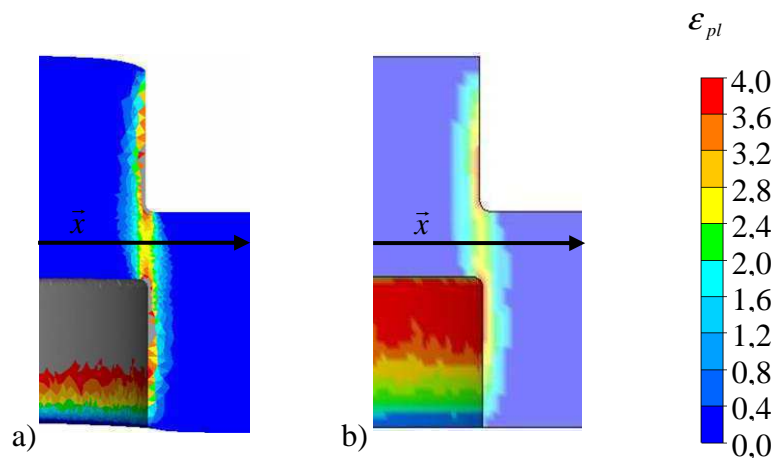


Figure V-12 : a) Champ de déformation plastique équivalente issue d'un calcul Forge[®] ; b) Champ de déformation équivalente après transport (sous le logiciel de post-traitement LSPP les couleurs au plan de symétrie apparaissent pastel).

L'évolution de la déformation plastique suivant un axe passant par le centre de la zone semi-découpée (axe \bar{x} sur la figure I-15 et sur la figure V-12) est tracée sur la figure V-13. La déformation plastique est montrée avant et après transport. Sur cette figure on peut observer la qualité de l'opération de transport.

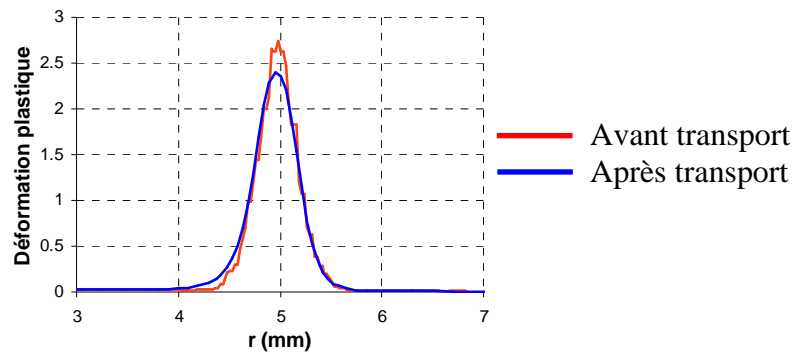


Figure V-13 : Evolution de la déformation plastique équivalente suivant l'axe \bar{x} montré sur les figure I-15 et V-11.

Au cours du procédé de semi-découpe, le matériau remplit le domaine géométrique délimité par les outils ; peu de surfaces sont des bords libres ; ainsi la géométrie des pièces obtenues est connue. L'approximation de la géométrie avec un modèle volumique pose peu de difficultés. Après maillage en hexaèdres de cette dernière géométrie, il est procédé au transfert des champs obtenus par simulation de la phase de mise en forme. Cette opération est réalisée avec le logiciel ForgeToDyna. Les champs définis aux points d'intégration étant discontinus dans l'espace, cette opération n'est pas immédiate. La méthode utilisée conduit à des approximations. Cependant, les figures V-12 et V-13 montrent d'un point de vue qualitatif et quantitatif que les champs transportés sont proches des champs initiaux.

V-4 Conclusion

Il est important de prendre en compte la phase de mise en forme pour améliorer la prédiction des simulations de tenue mécanique durant la vie en service des flasques de sièges automobile. La phase de mise en forme est donc simulée de manière à connaître l'état de la matière à la fin de cette étape. Un modèle de comportement rendant compte des transformations subies par le matériau est utilisé.

Dans un contexte industriel, il est choisi d'utiliser le logiciel Forge[®] pour la simulation de la mise en forme, puis d'utiliser le logiciel LS-Dyna[®] pour la simulation de la tenue mécanique au cours de la vie en service des pièces semi-découpées. Ces choix impliquent d'une part, que les deux logiciels disposent du même modèle de comportement et d'autre part, que les champs décrivant l'état de la matière à la fin de la simulation de la mise en forme soient utilisés comme données d'entrée pour le calcul de structure. Les spécificités des logiciels sont exposées à travers la présentation des équations de la mécanique. Dans Forge[®] la méthode des éléments finis mixtes est utilisée. Le domaine géométrique est discrétisé en tétraèdres. Dans LS-Dyna[®] la méthode des éléments finis standard est utilisée. La formulation des éléments choisis conduit à une discrétisation de la géométrie en hexaèdres. Dans le cas de ce dernier logiciel, le calcul du tenseur des contraintes ainsi que de la matrice tangente algorithmique est laissé au soin de l'utilisateur. La méthode de résolution du problème élastoplastique est donc détaillée. L'implémentation du critère de rupture est validée par la simulation d'un même essai de traction avec les différents logiciels.

Les problématiques du chaînage des simulations de mise en forme et de tenue mécanique durant la vie en service sont présentées. En particulier, la problématique du transport des champs physiques du résultat de mise en forme vers la mise en données de la simulation de tenue mécanique est détaillée. Cette opération est faite avec le logiciel ForgeToDyna. La méthode de transport utilisée pour les champs définis aux points d'intégration est précisée. Cette dernière méthodologie est validée par la présentation d'un cas test basé sur l'essai de semi-découpe.

Les outils mis en place dans ce chapitre permettent d'envisager le calcul chaîné sur des cas industriels. Ce qui est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre VI :

Applications et validations sur configurations industrielles

VI-1 Introduction

A travers les chapitres précédents, le comportement de l'acier S420MC est étudié par la réalisation et l'analyse d'essais mécaniques. L'analyse des essais à chargement monotone permet d'une part, l'identification des paramètres des modèles de comportement élastoplastique et d'autre part, l'identification des paramètres d'un critère de rupture de Xue et Wierzbicki simplifié.

Au cours du cycle de vie des flasques de sièges automobile, la matière peut être l'objet de transformations inélastiques durant la mise en forme, puis durant la vie en service. Pour connaître l'influence de la mise en forme sur les propriétés mécaniques du matériau, des essais mécaniques en plusieurs étapes sont réalisés. A l'issue du travail d'analyse de ces derniers, une modification du critère de rupture est proposée.

Dans une perspective d'utilisation industrielle, le critère de rupture est implémenté dans le logiciel de calcul par éléments finis Forge[®] et LS-Dyna[®]. Il est envisagé d'utiliser Forge[®] pour le calcul de mise en forme, puis LS-Dyna[®] pour le calcul de tenue mécanique. Le chaînage des deux calculs est permis par le logiciel ForgeToDyna qui assure le transport des champs physiques, résultats calculés par Forge[®], sur le maillage d'entrée pour LS-Dyna[®].

L'objet du présent chapitre est de valider l'ensemble de la méthodologie proposée à travers l'étude de cas industriels. Les premiers cas étudiés sont qualifiés d'essais semi-industriels. Il s'agit d'essais d'arrachement par chargement radial d'éprouvettes semi-découpées. Ces essais, mis en place au laboratoire dans le cadre de la thèse, reproduisent de manière proche les sollicitations observées dans le cas des flasques de sièges automobile. Le montage et les résultats expérimentaux sont exposés. Ces expériences permettent une comparaison quantitative avec les résultats de calculs. L'influence de paramètres est examinée expérimentalement et par le calcul. Enfin les méthodologies développées sont appliquées à des cas de flasques de sièges automobile complets.

VI-2 Essais semi-industriels, observations expérimentales

VI-2-a Principe des essais semi-industriels

De manière à valider la méthodologie exposée au cours des chapitres précédents, des essais qualifiés de «semi-industriels» sont mis en place. L'objet de ces essais est de soumettre la matière à un chargement très proche de celui rencontré sur les pièces industrielles. Cependant la géométrie du problème est simplifiée de manière à permettre la réalisation des essais au laboratoire. L'utilisation d'une géométrie simplifiée permet également l'étude expérimentale de l'influence de paramètres procédés et produits. Cette étude est en effet coûteuse sur des pièces industrielles complexes.

Les essais semi-industriels se déroulent en deux étapes. Dans un premier temps, des éprouvettes sont mises en forme par semi-découpe comme il est décrit en IV-3-a. Dans un second temps, les éprouvettes sont chargées radialement jusqu'à la rupture avec un montage d'arrachement spécifique. Le principe du montage d'arrachement est montré sur la figure VI-1. Le montage d'arrachement est constitué de deux platines verticales parallèles. Sur les deux platines, des roulements à rouleaux cylindriques, montrés sur la figure VI-2, assurent le guidage en translation des éprouvettes. Une cisaille est solidaire de la platine de droite comme le montre la figure VI-2. Les platines sont liées à la partie basse de la machine de traction, tandis que l'éprouvette est liée à la partie haute de la machine de traction par l'intermédiaire de mors hydrauliques. Lorsque que l'on impose un déplacement vertical vers le bas aux platines, le cylindre semi-découpé vient en contact avec la cisaille et se trouve soumis à un chargement radial.

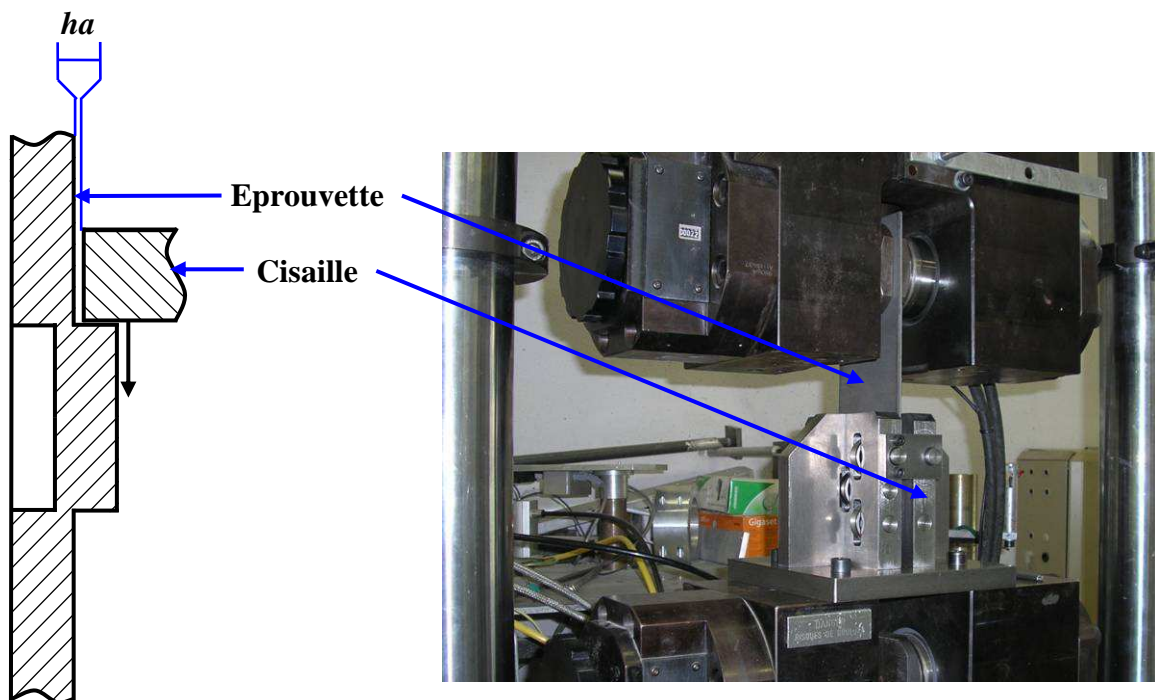


Figure VI-1 : Principe de l'essai d'arrachement et dispositif expérimental.

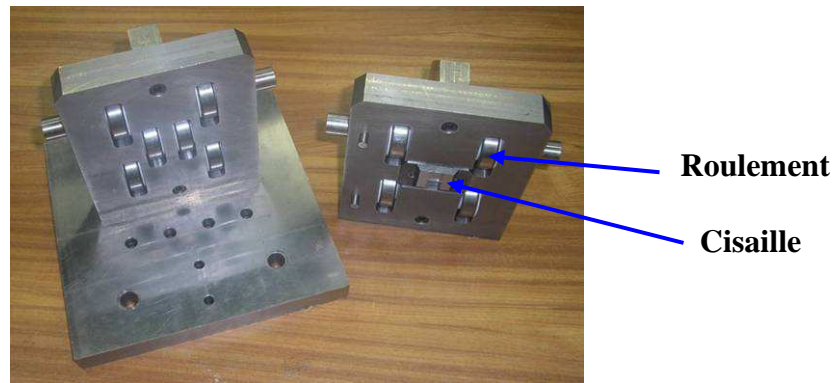


Figure VI-2 : Dispositif expérimental d'arrachement.

Le mode de chargement obtenu par le montage d'arrachement est très proche du mode de chargement des pièces semi-découpées industrielles, lors de leur vie en service, comme il a été exposé en introduction.

Un paramètre important de l'essai d'arrachement est la hauteur d'arrachement ha définie sur la figure VI-1. En pratique la hauteur d'arrachement est la distance entre le plan de la cisaille et le plan tangent aux roulements. Pour pouvoir utiliser le modèle de simulation simplifié décrit en VI-3-a, le montage expérimental doit montrer une rigidité suffisante et minimiser le frottement dû au guidage en translation. Beaucoup de soin a été apporté dans la conception, puis la réalisation du montage, de manière à ce que ces prérequis soient assurés. En particulier, beaucoup de soin a été apporté dans le placement et le choix des roulements. Au cours des essais les efforts en fonction du déplacement sont mesurés.

VI-2-b Influence des paramètres géométriques

- Hauteur d'arrachement

Dans un premier temps l'influence de la hauteur d'arrachement sur la tenue mécanique des éprouvettes est étudiée. La hauteur de semi-découpe est fixée à $hs=2,3mm$. La hauteur d'arrachement est fixée à $ha=\{0,0 ; 0,25 ; 0,5 ; 0,75 ; 1,0\}mm$. Les résultats expérimentaux sont reportés en annexe A-VI-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les hauteurs de semi-découpe mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 3%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 6%.

Pour chaque hauteur d'arrachement, une courbe effort-déplacement est montrée sur la figure VI-3.

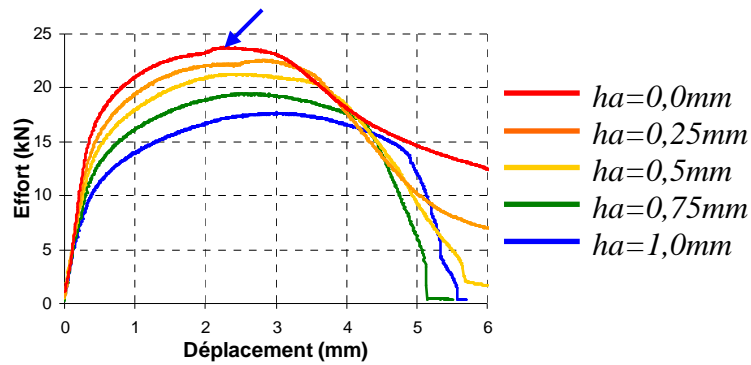


Figure VI-3 : Courbes effort déplacement correspondant aux essais d'arrachement : influence de la hauteur d'arrachement.

On peut observer, sur la figure VI-3, que plus la hauteur d'arrachement est basse, plus l'effort d'arrachement est grand. L'effort est très sensible à ce paramètre. Une variation de un dixième de millimètre de la hauteur d'arrachement entraîne une variation de l'effort maximum d'arrachement de plus de $0,5kN$. On peut remarquer une augmentation prononcée de l'effort sur les courbes correspondant aux hauteurs d'arrachement inférieures ou égales à $ha=0,5mm$ (flèche bleu sur la figure VI-3). Cette augmentation est due au contact de l'éprouvette avec le fond de la cisaille. Par la suite la cisaille sera approfondie de manière à ce que ce phénomène ne soit plus observé.

L'examen des éprouvettes rompues, montrées sur la figure VI-4, permet de connaître le mode de rupture. La rupture intervient dans le plan de la tôle. Ce mode de rupture est qualifié de « horizontal ».

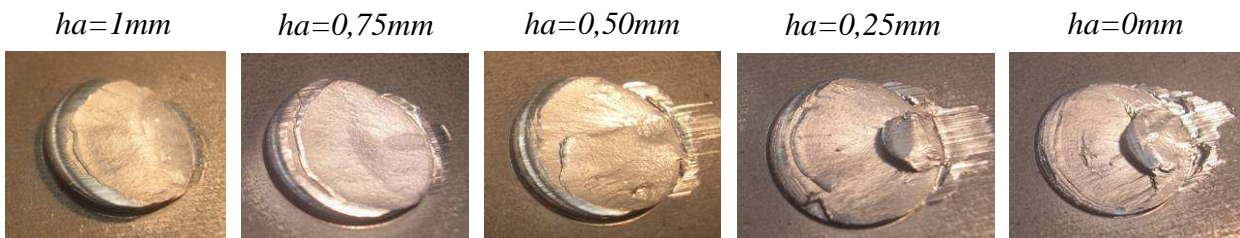


Figure VI-4 : Influence de la hauteur d'arrachement sur les modes de rupture.

Pour vérifier la rigidité du montage, on peut mesurer la hauteur d'arrachement résultante hr définie sur la figure VI-5. Les valeurs obtenues sont reportées dans le tableau VI-1.

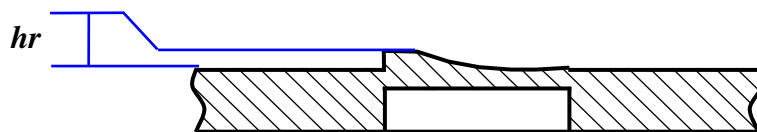


Figure VI-5 : Définition de la hauteur d'arrachement résultante hr .

<i>ha nominale (mm)</i>	1,00	0,75	0,50	0,25	0,00
<i>ha mesurée (mm)</i>	0,99	0,77	0,52	0,25	0,09
<i>hr mesurée (mm)</i>	1,14	0,93	0,67	0,45	0,23
$\Delta=(hr-ha)$ (mm)	0,15	0,16	0,15	0,20	0,14

Tableau VI-1 : Hauteur d'arrachement ha et hauteur résultante hr ($\Delta_{moy}=0,16mm$).

Les hauteurs résultantes hr ne sont pas égales aux hauteurs d'arrachement ha . Elles sont supérieures. Cela témoigne du fait que le montage n'a pas une géométrie parfaite ni une rigidité infinie. Le rattrapage des jeux et les déformations des pièces du montage sous les efforts conduisent à cette observation. La mesure de la hauteur d'arrachement résultante permet de corriger le modèle numérique de l'essai d'arrachement comme il est exposé en VI-3-a.

- Hauteur de semi-découpe

Le deuxième paramètre étudié est la hauteur de semi-découpe. Dans ce cas la hauteur d'arrachement est fixée à $ha=0,25mm$. La hauteur de semi-découpe est fixée à $hs=\{2,2 ; 2,5 ; 3,0\}mm$. Les résultats expérimentaux sont donnés en annexe A-VI-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les hauteurs de semi-découpe mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 3%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 4% (pour $hs=3,0mm$, les résultats sont plus dispersés avec un écart maximal entre les efforts maximaux inférieurs à 6%).

Une courbe effort-déplacement pour chaque configuration est reportée sur la figure VI-6.

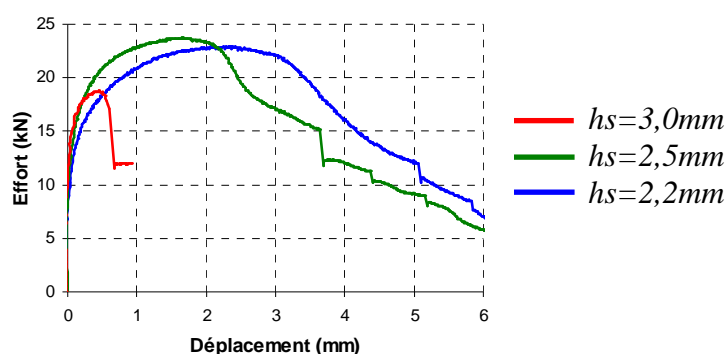


Figure VI-6 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement : influence de la hauteur de semi-découpe.

Plus la hauteur de semi-découpe est grande plus la réponse est rigide. L'effort maximal d'arrachement est plus élevé et la ductilité est plus faible. Pour la hauteur de semi-découpe $hs=3,0mm$ la tendance n'est plus observée.

On observe un gain de rigidité mais l'effort maximal et la ductilité sont plus faibles. Pour apporter des éléments d'explication à ces observations il convient d'examiner les éprouvettes rompues montrées sur la figure VI-7.

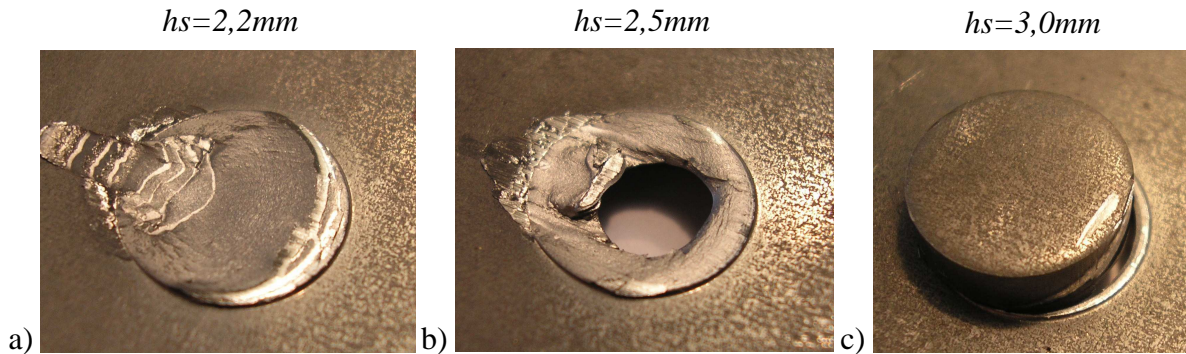


Figure VI-7 : Influence de la hauteur de semi-découpe sur les modes de rupture : a) $hs=2,2mm$; b) $hs=2,5mm$ et c) $hs=3,0mm$.

Pour la hauteur de semi-découpe $hs=2,2mm$ le mode de rupture est « horizontal ». Pour la hauteur de semi-découpe $hs=2,5mm$ la rupture s'amorce et se propage dans le plan de tôle, puis pour un certain déplacement, la rupture se propage dans l'épaisseur avec la déchirure de la tôle. Ce mode de rupture est qualifié de « mixte ». La hauteur de semi-découpe égale à $hs=3,0mm$ apparaît comme un cas limite où la rupture s'amorce dans le plan de la tôle et se propage rapidement dans l'épaisseur avec la déchirure de la tôle. Le mode de rupture est donc « mixte ». La rupture précoce de la tôle entraîne une chute en effort et en ductilité.

- Rayon d'arête des outils

Le dernier paramètre étudié est la présence ou non d'un rayon de congé sur la matrice. En IV-3-a, il est précisé que les outils ont un rayon de congé sur les arêtes $rm=rp=0,15mm$. Ici deux matrices sont utilisées. Une première a un rayon $rm=0,15mm$. Une deuxième a une arête vive. Les arêtes en réalité présentent toujours un rayon de congé. Cependant ce dernier est très petit, il a été évalué comme étant de l'ordre de $rm\sim 0,05mm$. Après mise en forme à une hauteur de semi-découpe $hs=3,0mm$, les éprouvettes sont sollicitées par le montage d'arrachement avec une hauteur d'arrachement $ha=0,25mm$. Les résultats expérimentaux sont présentés en annexe A-VI-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les hauteurs de semi-découpe mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 3%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 6%.

Une courbe effort-déplacement pour chaque configuration est reportée sur la figure VI-8.

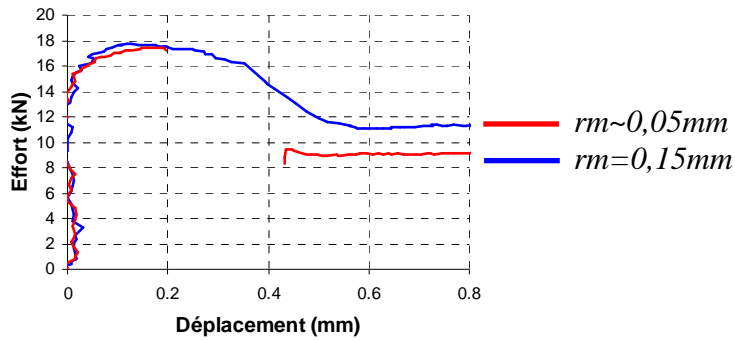


Figure VI-8 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement : influence du rayon de congé de la matrice.

En présence d'un rayon de congé on retrouve la courbe effort-déplacement présentée sur la figure VI-6. En l'absence de rayon de congé on observe une évolution de l'effort similaire avec, cependant, une brusque chute de l'effort après qu'il ait atteint son maximum. Là encore des éléments d'explication sont apportés par l'observation des éprouvettes rompues montrées sur la figure VI-9.

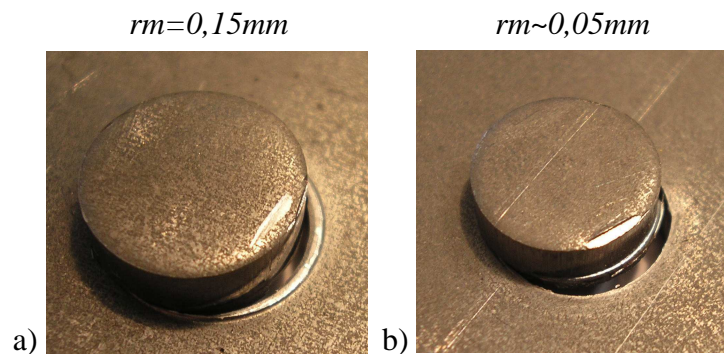


Figure VI-9 : Influence du rayon de congé de la matrice sur les modes de rupture : a) $rm=0,15mm$; b) $rm\sim 0,05mm$.

Dans le cas sans rayon de congé, la rupture intervient au niveau de la zone semi-découpée, ce troisième mode de rupture est qualifié de « vertical ».

Les moyens d'essais, les mesures d'efforts, de déplacement et de géométrie des éprouvettes sont donnés en annexe.

Les vitesses de déplacement des éléments mobiles des machines d'essais ont été choisies égales à $0,1mm \cdot s^{-1}$. Ces vitesses ont été choisies de manière à limiter les temps de manipulation tout en assurant la réalisation des essais dans de bonnes conditions de sécurité pour les personnes et les matériels. Par ailleurs, les vitesses choisies permettent de respecter l'hypothèse de quasi-statisme dans laquelle s'inscrit ce travail (voir section II-2-f). Les vitesses de déformation plastique équivalente au centre des sections utiles des éprouvettes sont limitées.

Elles sont inférieures à $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,3s^{-1}$. Les essais montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, la dispersion des efforts maximaux est inférieure à 6%.

VI-2-c Observation microscopique des modes de rupture

Pour préciser les observations macroscopiques précédentes, des observations à plus petite échelle sont réalisées. Pour les modes de rupture « horizontal » et « mixte », des essais d'arrachement sont interrompus à l'effort maximum. Les éprouvettes sont ensuite coupées, polies et observées au microscope électronique à balayage. Ces observations ont pour objectif de révéler la présence ou non de fissures à l'effort maximum. En complément, sur les éprouvettes complètement rompues, les surfaces de rupture sont observées au microscope électronique à balayage de manière à apporter des informations sur les mécanismes conduisant à la rupture macroscopique.

Sur les figures VI-10 et VI-11 sont reportées les observations relatives au mode de rupture « horizontal ».

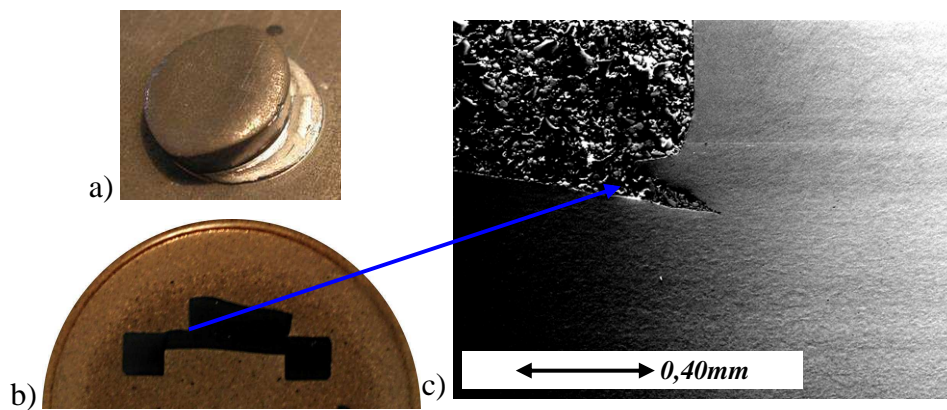


Figure VI-10 : Mode de rupture horizontal : a) photographie de l'éprouvette issue de l'essai interrompu à l'effort maximal ; b) photographie de l'éprouvette coupée ; c) micrographie de l'éprouvette coupée.

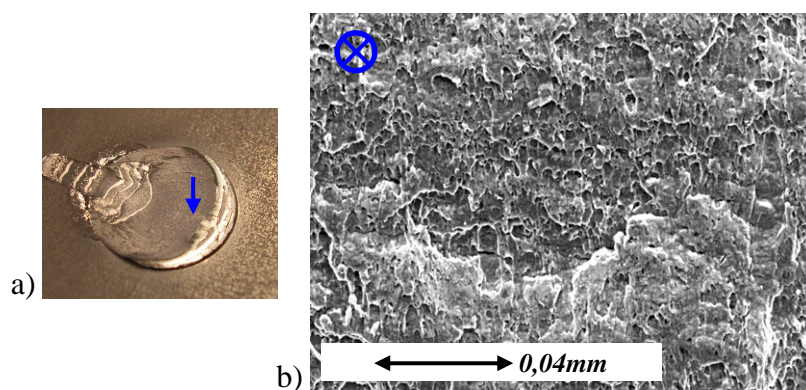


Figure VI-11 : Mode de rupture horizontal : a) photographie d'une éprouvette arrachée ; b) surface de rupture.

Sur la figure VI-10, on peut observer qu'à l'effort maximum une fissure est amorcée. A l'effort maximum la fissure est de petite taille (de l'ordre de $0,2\text{mm}$). Cette fissure apparaît à proximité de l'arête de la cisaille et se propage de manière proche de la direction horizontale dans l'épaisseur de la tôle. Sur la figure VI-11 on peut observer la surface de rupture du mode « horizontal ».

Cette surface de rupture montre une direction privilégiée et des cupules de petite taille. On peut rapprocher cette observation de celle des figures III-13 b) et III-17 caractéristiques de la rupture en cisaillement.

Sur les figures VI-12, VI-13 et VI-14 sont reportées les observations relatives au mode de rupture « mixte ».

Sur la figure VI-12, on peut observer qu'à l'effort maximum une fissure est amorcée. La figure VI-13 révèle en fait que ce sont trois fissures qui sont amorcées. Ces fissures apparaissent à proximité de l'arête de la cisaille et se propagent dans l'épaisseur de la tôle. Deux semblent se propager suivant la direction verticale et une semble se propager suivant la direction horizontale. On peut penser que les deux fissures se propageant suivant la direction verticale vont conduire à la déchirure de la tôle.

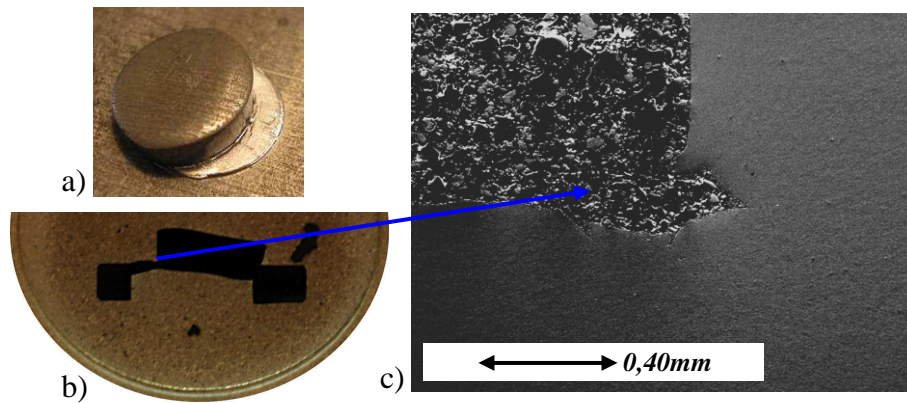


Figure VI-12 : Mode de rupture mixte : a) photographie de l'éprouvette issue de l'essai interrompu à l'effort maximal ; b) photographie de l'éprouvette coupée ; c) micrographie de l'éprouvette coupée.

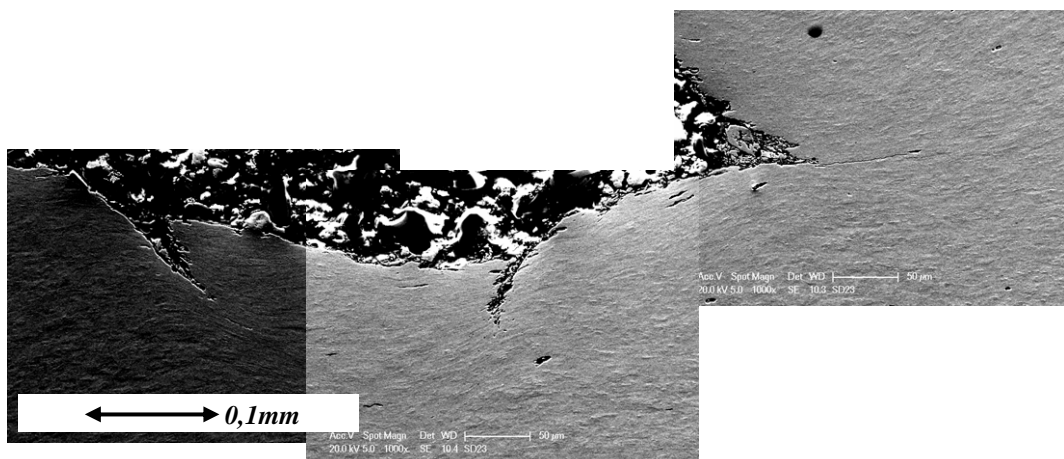


Figure VI-13 : Détail de la figure VI-12 c).

Sur la figure VI-14, on peut observer les surfaces de rupture du mode « mixte ». Deux zones sont à distinguer, la zone où la rupture suit la direction horizontale et la zone où la rupture suit la direction verticale avec la déchirure de la tôle. La surface de rupture de la première zone est montrée sur la figure VI-14 b) et la surface de rupture de la deuxième zone est montrée sur la figure VI-14 c). La figure VI-14 b) montre la même morphologie que la figure VI-11 b) correspondant au mode de rupture « horizontal ». La figure VI-14 c) montre une morphologie différente présentant un nombre important de cupules se rapprochant des figures III-9 b) ou III-13 a), caractéristiques de la rupture à plus forte triaxialité.

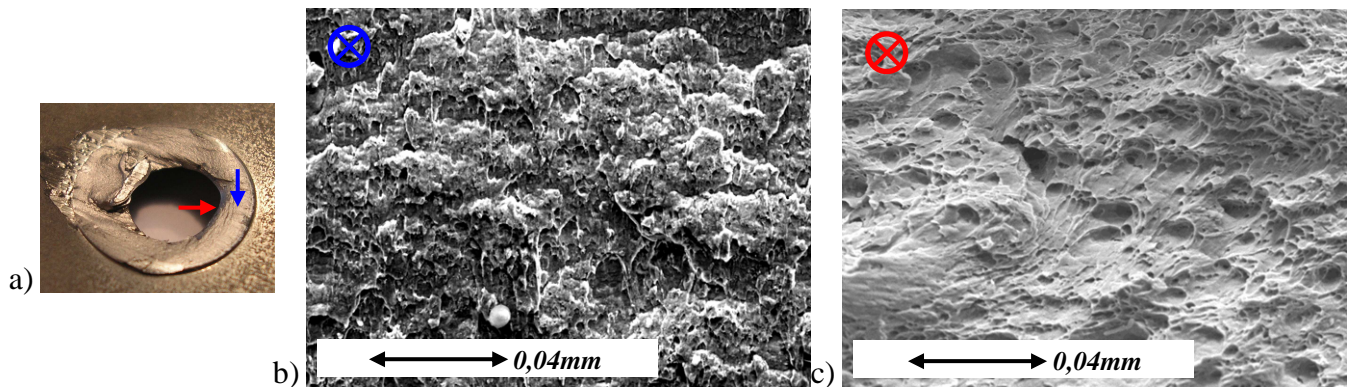


Figure VI-14 : Mode de rupture mixte : a) photographie d'une éprouvette arrachée ; b) surface de rupture suivant la direction horizontale et c) surface de rupture suivant la direction verticale.

Dans le cas des essais avec les matrices ayant pour rayon $rm=0,15mm$ et $rm\sim 0,05mm$, les essais n'ont pas été interrompus à l'effort maximal. Pour observer les différences entre le mode de rupture « mixte » et le mode de rupture « vertical », les éprouvettes, après essais d'arrachement, ont été coupées. Une moitié est polie, attaquée avec une solution de Nital à 5% et observée à la loupe binoculaire comme le montre la figure VI-15. L'autre moitié est utilisée pour observer les surfaces de rupture au microscope électronique à balayage comme le montre la figure VI-16.

Sur les figures VI-15 c) et VI-15 f) les zones déformées sont révélées par l'attaque chimique. On peut distinguer la toile fortement déformée par le procédé de semi-découpe qui apparaît plus foncée. L'examen de ces deux figures confirme les observations macroscopiques. Sur la figure VI-15 c) on observe que la rupture intervient après la zone semi-découpée par déchirure de la tôle, ce qui est caractéristique du mode « mixte ». Sur la figure VI-15 f) on observe que la rupture intervient dans la zone semi-découpée ce qui est caractéristique du mode « vertical ».

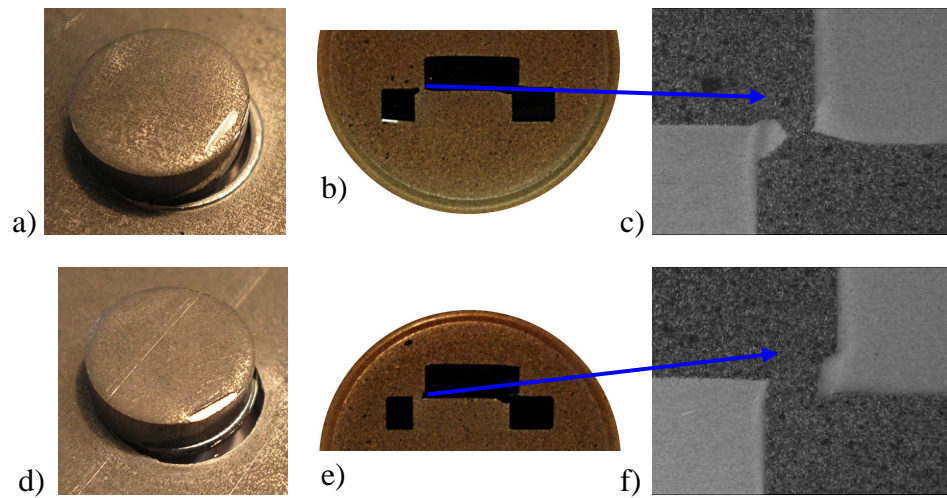


Figure VI-15 : Mode de rupture mixte : a) photographie de l'éprouvette ; b) photographie de l'éprouvette coupée ; c) micrographie de l'éprouvette coupée. Mode de rupture vertical : d) photographie de l'éprouvette ; e) photographie de l'éprouvette coupée ; f) micrographie de l'éprouvette coupée.

Les modes de rupture « mixte » et « vertical » sont bien différenciés à petite échelle comme le montrent les figures VI-16 a) et VI-16 d). La surface de rupture correspondant au mode « mixte » présente un grand nombre de cupules qui sont caractéristiques de la déchirure ductile. La surface de rupture correspondant au mode « vertical » présente un caractère plus fragile avec la présence de plages et de languettes. Ce caractère plus fragile est attendu compte tenu du fait de la perte de ductilité entraînée par la semi-découpe.

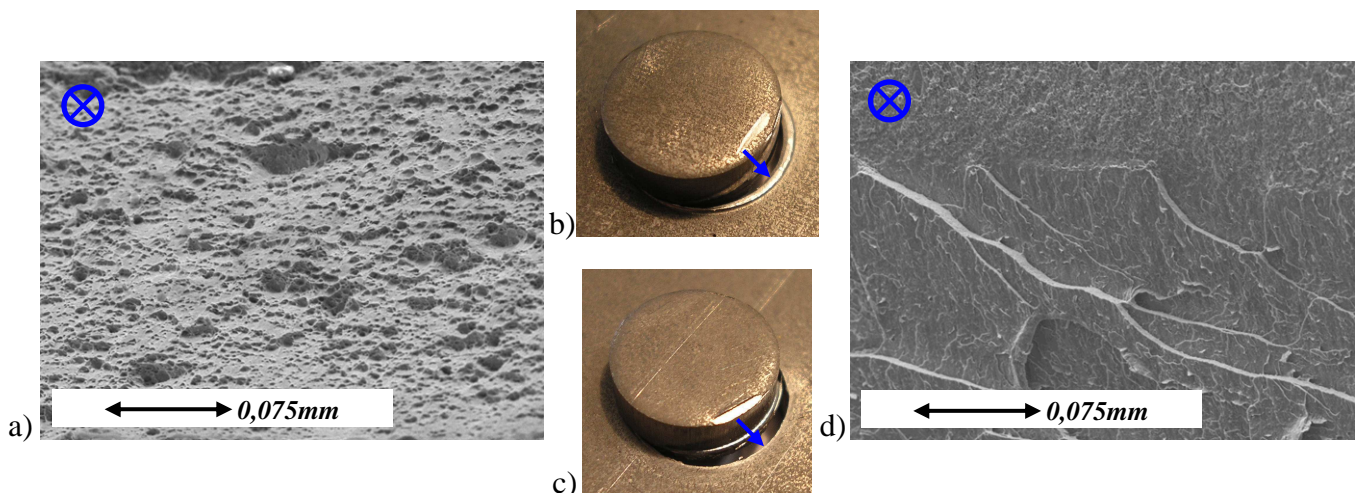


Figure VI-16 : Mode de rupture mixte : a) surface de rupture, b) photographie d'une éprouvette arrachée. Mode de rupture vertical : c) photographie d'une éprouvette arrachée ; d) surface de rupture.

Les essais semi-industriels présentés dans cette première partie permettent d'étudier au laboratoire la tenue mécanique d'éprouvettes semi-découpées. Le mode de chargement des éprouvettes est très proche du mode de chargement des pièces industrielles. L'influence de différents paramètres liés au procédé ou liés au produit est étudiée. L'observation macroscopique des pièces rompues montre trois modes de rupture principaux. Le premier mode de rupture est qualifié d'« horizontal », il correspond à la rupture de la pièce dans le plan de la tôle. Le deuxième mode de rupture est qualifié de « mixte », il correspond à la déchirure de la tôle. Enfin le troisième mode est qualifié de « vertical », il correspond à la rupture de la pièce dans la zone semi-découpée. Les observations à petite échelle des surfaces de rupture montrent que pour chacun des modes de rupture macroscopiques correspondent des mécanismes de rupture bien différenciés. Au mode de rupture « horizontal » correspond un mécanisme de rupture en cisaillement à faible triaxialité. Au mode de rupture « mixte » correspond un mécanisme de déchirure ductile à plus forte triaxialité. Enfin, au mode de rupture « vertical » correspond un mode de rupture plus fragile dans des zones très fortement déformées. L'un des intérêts des essais semi-industriels est l'obtention de données quantitatives en terme d'effort et de géométrie. Ces données permettent la comparaison avec le calcul pour la validation de la modélisation proposée.

VI-3 Essais semi-industriels, validation

VI-3-a Validation par les efforts résultants et par la géométrie

Pour valider la modélisation exposée au cours des chapitres précédents, il est proposé de simuler les essais d'arrachement avec une hauteur d'arrachement fixée à $ha=0,25mm$ et une hauteur de semi-découpe $hs=\{2,2 ; 2,5 ; 3,0\}mm$. Le choix de ces configurations est justifié par le fait qu'elles permettent de révéler tous les modes de rupture, comme il a été exposé dans la section précédente. Dans un premier temps la mise en forme est simulée jusqu'à la hauteur de semi-découpe $hs=\{2,2 ; 2,5 ; 3,0\}mm$, puis l'arrachement est simulé. (La géométrie des éprouvettes pour les modèles de simulation est la géométrie nominale. Cependant les hauteurs de semi-découpe hs sont prises égales à $hs=\{2,19 ; 2,52 ; 3,06\}mm$ pour les éprouvettes semi-découpées, de sorte que les modèles numériques soient conformes aux géométries réelles caractérisées par les mesures reportées dans le tableau A-VI-4 de l'annexe A-VI-3.)

Les simulations de mise en forme puis d'arrachement sont réalisées dans un premier temps avec le logiciel Forge®.

Le modèle de comportement est celui décrit en V-2-d. Les paramètres du modèle d'écroutissage sont reportés dans le tableau VI-2 (écroutissage isotrope puissance dont les paramètres sont identifiés par analyse d'un essai de traction). Les paramètres du critère de rupture sont reportés dans le tableau VI-3 (critère de Xue et Wierzbicki modifié).

K_p (MPa)	ϵ_0	n_p
505	0,050	0,23

Tableau VI-2 : Paramètres du modèle d'écroutissage puissance (analyse inverse sur essai de traction).

D_1	D_2	D_3	D_4	D_5	η_{min}	γ	k
1,79	0,46	1,27	0,72	1,05	-0,62	0,68	1

Tableau VI-3 : Paramètres du critère de Xue et Wierzbicki modifié.

La simulation de la semi-découpe fait appel au modèle présenté en section I-2-a. La simulation de l'arrachement fait appel à un modèle simplifié montré sur la figure VI-17.

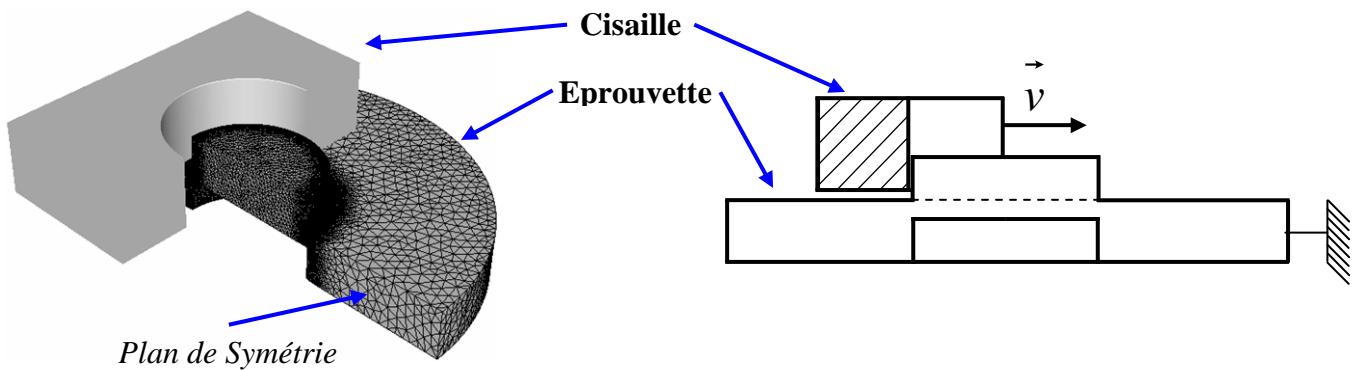
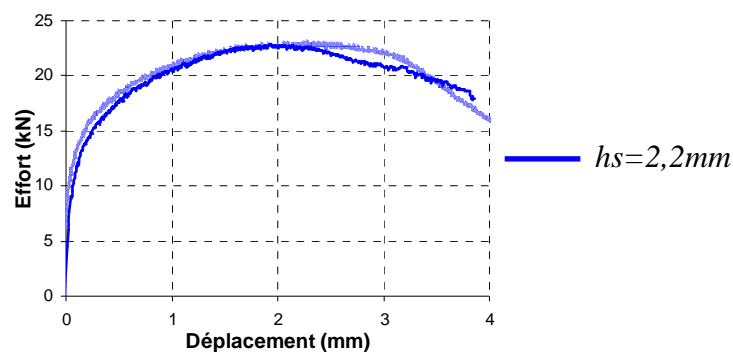


Figure VI-17 : Conditions aux limites du modèle d'arrachement (Forge®).

Sur le modèle simplifié, seule la moitié des éprouvettes semi-découpées est modélisée. Les éprouvettes sont représentées par un demi-disque de 30mm de diamètre dont les bords sont fixés dans l'espace. La cisaille est modélisée par un corps rigide ayant un mouvement de translation horizontale. La distance entre le plan de la tôle et le plan de l'éprouvette est fixée égale à hr , de manière à prendre en compte le rattrapage des jeux et les déformations du montage d'arrachement expérimental.

Les premiers résultats de calculs présentés sont les efforts d'arrachement donnés par les figures VI-18 ; VI-19 et VI-20 correspondant respectivement aux hauteurs de semi-découpe $2,2\text{mm}$; $2,5\text{mm}$ et $3,0\text{mm}$.


 Figure VI-18 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,2\text{mm}$. Résultat expérimental (trait clair) et résultat issu du calcul (trait foncé).

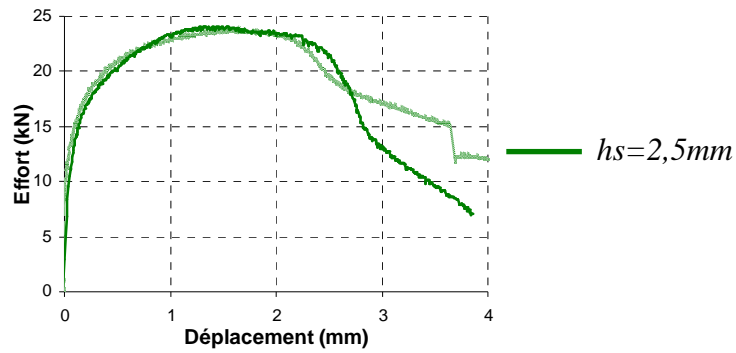


Figure VI-19 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,5mm$. Résultat expérimental (trait clair) et résultat issu du calcul (trait foncé).

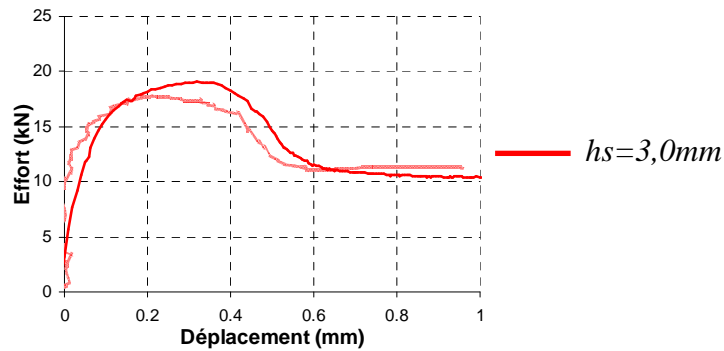


Figure VI-20 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=3,0mm$. Résultat expérimental (trait clair) et résultat issu du calcul (trait foncé).

Pour chaque hauteur de semi-découpe, les efforts maximum expérimentaux et issus de calculs sont reportés dans le tableau VI-4

Hauteur de semi-découpe (mm)	Effort maximal expérimental (kN)	Effort maximal calculé (kN)	Ecart (%)
2,2	22,9	22,9	1
2,5	23,8	24,1	1
3,0	17,8	19,0	7

Tableau VI-4 : Efforts maxima expérimentaux et calculés.

On peut observer que les écarts entre les observations expérimentales et les résultats de calculs sont faibles. Ils sont inférieurs à 7%.

Suite aux essais interrompus à l'effort maximal présentés en VI-2-c, la géométrie des éprouvettes a été mesurée à la machine à mesurer tridimensionnelle. Le profil au plan de symétrie de l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,2mm$, suite à un arrachement de $2mm$, est montré sur la figure VI-21. Le profil au plan de symétrie de l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,5mm$, suite à un arrachement de $2mm$, est montré sur la figure VI-22.

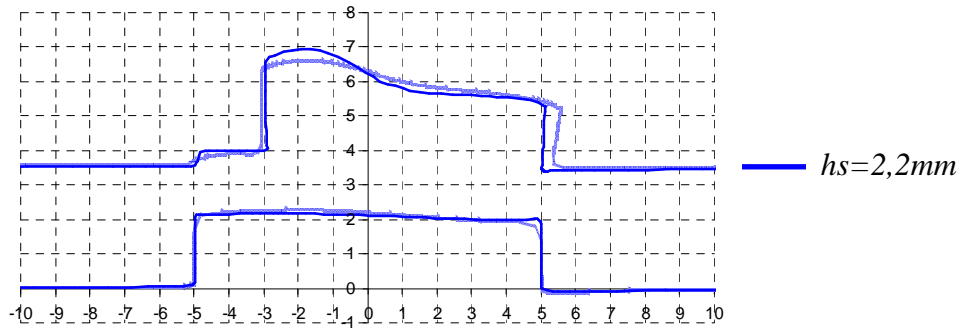


Figure VI-21 : Profil au plan de symétrie correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,2mm$, suite à un arrachement de $2mm$. Résultat expérimental (trait clair) et résultat issu du calcul (trait foncé). Echelle en mm.

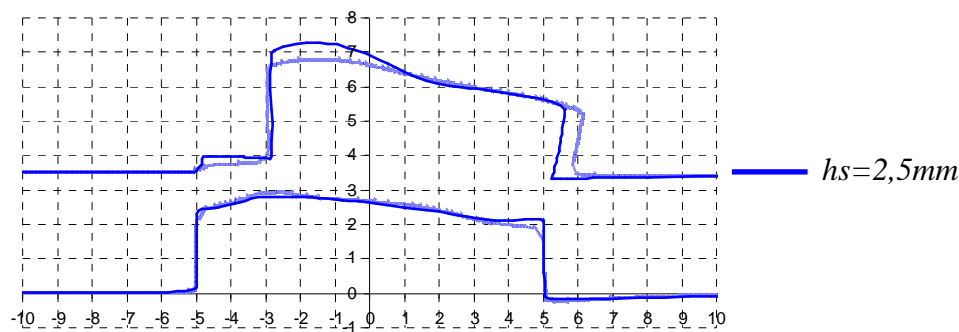


Figure VI-22 : Profil au plan de symétrie correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,5mm$ suite à un arrachement de $2mm$. Résultat expérimental (trait clair) et résultat issu du calcul (trait foncé). Echelle en mm.

Les figures VI-21 et VI-22 montrent que les écarts entre les profils mesurés et ceux issus de calculs sont contenus. Dans les deux cas présentés, on observe que la translation suivant le plan de la tôle des parties arrachées est sous-estimée. Il est observé en II-3-d que les contraintes d'écoulement en cisaillement dans l'épaisseur de la tôle sont surestimées par le modèle de von Mises. On peut ainsi penser que la non prise en compte de l'anisotropie conduit à une mauvaise localisation des déformations. D. Mohr [Mohr 2010] a pu montrer que la bonne prédiction de localisation des déformations nécessite l'utilisation d'un modèle d'anisotropie approprié.

L'étude des courbes effort-déplacement et des géométries montre que le modèle élastoplastique de von Mises apporte déjà une bonne approximation du problème mécanique. Pour évaluer l'apport du critère de rupture, on peut observer les champs de variable d'endommagement en regard des observations à petite échelle faites en VI-2-c. Sur la figure VI-23 le champ de variable d'endommagement est montré dans le cas de l'éprouvette $hs=2,2mm$ pour un arrachement de $2mm$ (interruption à l'effort maximal). La variable d'endommagement atteint des valeurs proches de un à proximité de l'arête de la cisaille.

La zone de propagation suit une direction proche de la direction horizontale. Ces observations sont conformes aux observations expérimentales montrées sur la figure VI-10.

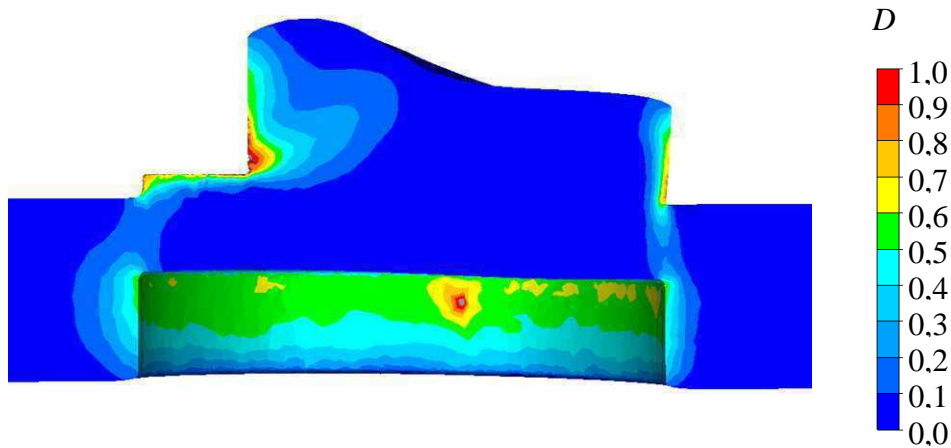


Figure VI-23 : $hs=2,2mm$, champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) à l'effort maximum.

Sur la figure VI-24 le champ de variable d'endommagement est montré dans le cas de l'éprouvette $hs=2,5mm$ pour un arrachement de $2mm$ (interruption à l'effort maximal). La variable d'endommagement atteint des valeurs proches de un à proximité de l'arête de la cisaille, les zones de propagation suivent des directions proches des directions horizontale et verticale. Ces observations sont conformes aux observations expérimentales montrées sur la figure VI-12.

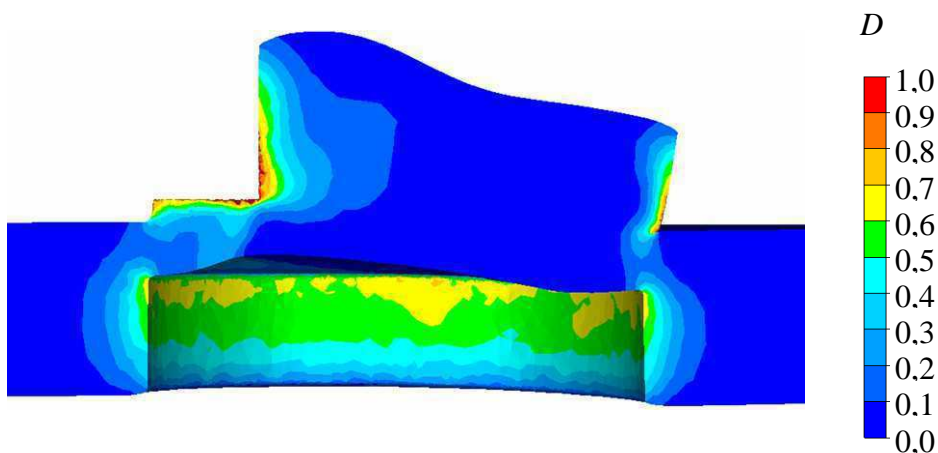


Figure VI-24 : $hs=2,5mm$, champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) à l'effort maximum.

En complément des observations précédentes, la mise en forme puis l'arrachement dans les cas $h_s=3,0mm$ avec $rm=0,15mm$ et $rm\sim 0,05mm$ ont été simulés. Les champs de variable d'endommagement à l'issue de la mise en forme sont montrés sur les figures VI-25 a) et VI-25 c). Les champs de variable d'endommagement durant l'arrachement sont montrés sur les figures VI-25 b) et VI-25 d).

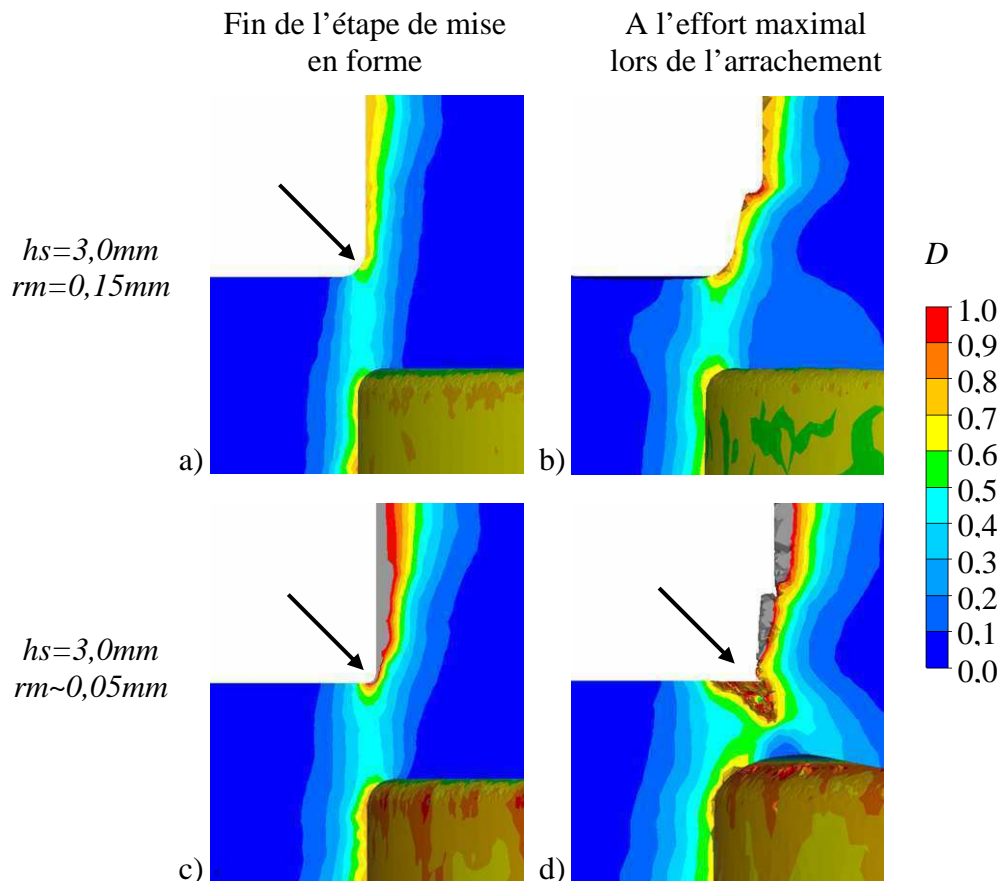


Figure VI-25 : $h_s=3,0mm$, champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) à la fin de la mise en forme : a) $rm=0,15mm$; c) $rm\sim 0,05mm$. $h_s=3,0mm$, champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) à l'effort maximum lors de l'arrachement : b) $rm=0,15mm$; d) $rm\sim 0,05mm$.

L'utilisation d'un faible rayon de matrice entraîne une concentration de déformation menant à une perte de ductilité. Dans le cas $rm\sim 0,05mm$, la variable d'endommagement atteint localement la valeur un à l'issue de la mise en forme. Par ailleurs, lors de l'arrachement, le faible rayon de raccordement entre la partie cylindrique et le plan de la tôle entraîne une concentration de contrainte au niveau du rayon de raccordement, conduisant à sa plastification. Cette zone ayant perdu toute ductilité, l'éprouvette se rompt de manière fragile, suivant le mode de rupture « vertical », comme le montre la figure VI-25 d). Dans le cas $rm=0,15mm$, la variable d'endommagement reste inférieure à un à l'issue de la mise en forme. Le mode de rupture durant l'arrachement est mixte comme le montre la figure VI-25 b).

Sur la figure VI-26 sont reportées les images des éprouvettes en cours d'arrachement après l'effort maximal. Ces images permettent d'apprécier la prédiction par le calcul des modes de rupture observés expérimentalement.

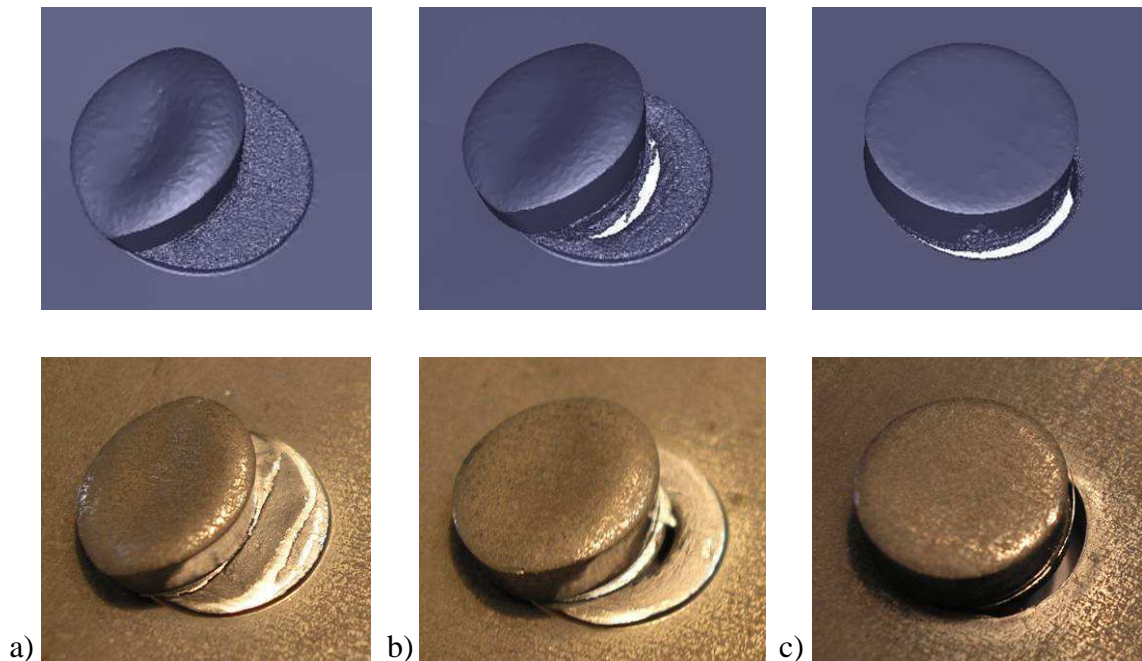


Figure VI-26 : Mode de rupture observé expérimentalement et par simulation : a) mode « horizontal » ; b) mode « mixte » ; c) mode « vertical ».

VI-3-b Analyse du modèle de simulation

Il est maintenant proposé d'étudier les apports de la modélisation proposée. Cette étude est basée sur le cas $hs=2,5mm$ conduisant à un mode de rupture « mixte ».

L'un des premiers apports de la modélisation est la prise en compte de l'effet de la mise en forme par le chaînage des simulations de semi-découpe et d'essais d'arrachement. Sur la figure VI-27, les courbes effort-déplacement issues de calculs, prenant en compte ou non l'effet de la mise en forme, sont montrées ainsi que la courbe expérimentale comme référence.

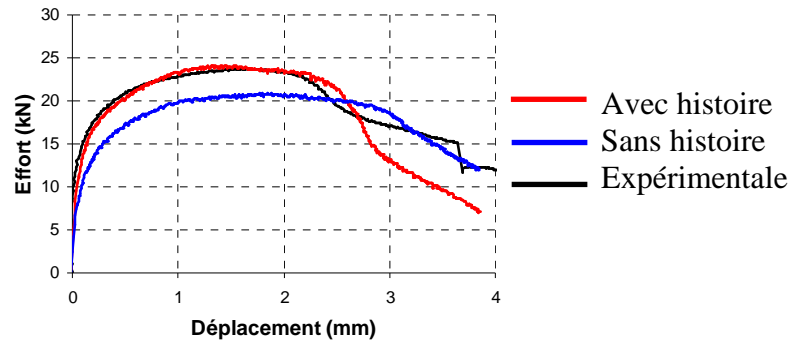


Figure VI-27 : Influence de la prise en compte de la phase de mise en forme.

On peut observer que ne pas prendre en compte la phase de mise en forme conduit à une sous-estimation des efforts d'arrachement de 13%. En effet lors de la mise en forme la matière est écrouie. Localement la contrainte d'écoulement est augmentée. Cela conduit à un gain de rigidité visible sur le début de la courbe ainsi qu'un gain en terme d'effort maximal d'arrachement. Ne pas prendre en compte la mise en forme conduit également à une surestimation de la ductilité.

Le second apport de la modélisation est l'utilisation du critère de Xue et Wierzbicki modifié. Sur la figure VI-28, les courbes effort-déplacement issues de calculs, avec et sans modélisation de la rupture, sont montrées ainsi que la courbe expérimentale comme référence.

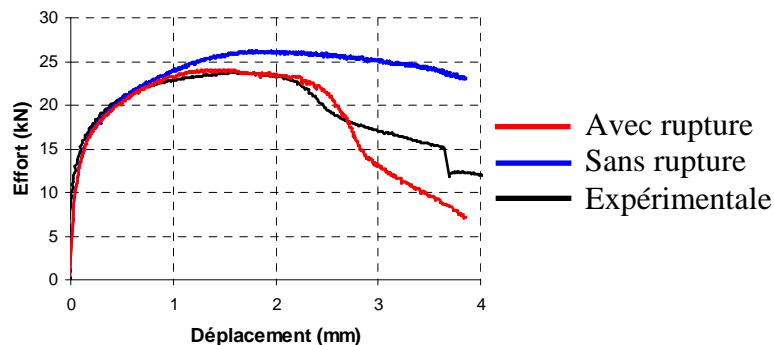


Figure VI-28 : Influence de la modélisation de la rupture.

Ne pas modéliser la rupture revient à utiliser un modèle élastoplastique seul. Sans modélisation de la rupture l'effort maximal d'arrachement est surestimé de 10% et le mode de rupture n'est pas obtenu.

La rupture peut également être modélisée avec le modèle d'endommagement de Lemaitre dont l'identification des paramètres est présentée en III-4-a.

Cependant la comparaison ne peut pas être directe car les paramètres du modèle de Lemaitre ont été identifiés pour une taille de maille égale à $0,2mm$, alors que les résultats de calculs présentés précédemment utilisent des maillages dont la taille de maille est localement égale à $0,05mm$. En effet, le modèle d'endommagement de Lemaitre, couplé au comportement, est sujet au phénomène de localisation [Fayo 2008]. Il est donc nécessaire, soit d'utiliser la même taille de maille pour les simulations de mise en forme et d'arrachement que celles utilisées durant le travail d'identification des paramètres, soit de faire appel à une formulation non locale du modèle d'endommagement [Fayo 2008]. C'est la première solution qui a été retenue ici. De manière à effectuer une comparaison avec le modèle de Lemaitre, le calcul d'arrachement utilisant le critère de Xue et Wierzbicki modifié a donc été relancé avec un maillage dont la taille de maille est localement égale à $0,2mm$. Ce résultat de calculs est montré sur la figure VI-29.

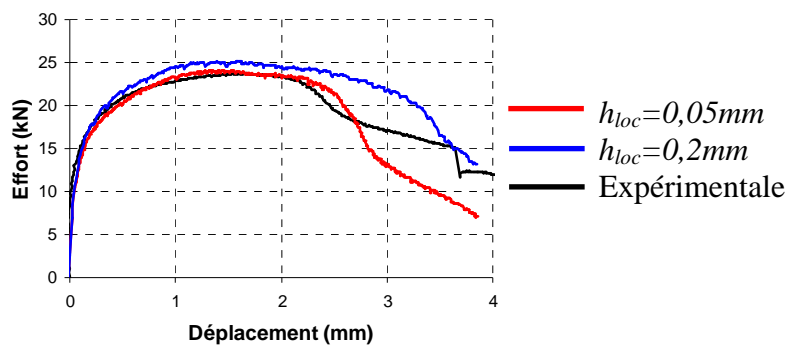


Figure VI-29 : Influence de la taille de maille.

On peut observer que l'utilisation d'une taille de maille plus grossière dégrade le résultat. Cette dégradation reste cependant contenue, l'écart entre l'effort maximal calculé et expérimental étant de 6%.

Le résultat de calculs obtenu en modélisant la rupture avec le modèle de Lemaitre est montré sur la figure VI-30.

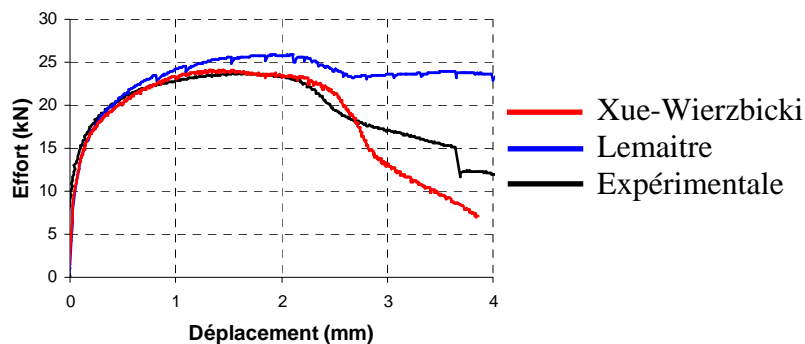


Figure VI-30 : Critère de rupture versus Lemaitre.

L'utilisation du modèle de Lemaitre conduit à une surestimation de l'effort de 9%. Cette surestimation provient en partie du fait que le maillage utilisé n'est pas suffisamment fin. Compte tenu de la taille des éprouvettes utilisées pour le travail d'identification, il n'a pas été possible d'identifier les paramètres du modèle de Lemaitre pour des tailles de mailles localement égales à 0,05mm.

Par ailleurs, si le modèle de Lemaitre donne de bons résultats pour simuler la rupture pour des triaxialités moyennes (III-4-a), il semble moins adapté pour simuler la rupture pour des triaxialités faibles. Sur la figure VI-31, le champ d'endommagement du modèle de Lemaitre est montré pour un arrachement de 2mm (effort maximum). On peut observer que les niveaux d'endommagement restent faibles alors que l'on observe déjà la rupture expérimentalement.

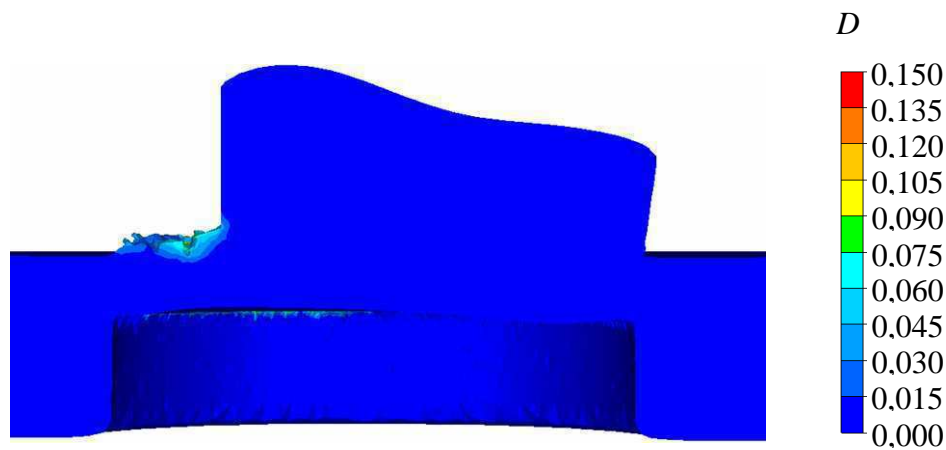


Figure VI-31 : $h_s=2,5mm$, champ d'endommagement (Lemaitre) à l'effort maximum.

Les résultats des calculs présentés précédemment sont synthétisés dans le tableau VI-3.

Calcul	Effort maximal (kN)	Ecart par rapport à l'expérience (%)
EP avec histoire ($h_{min}=0.05mm$)	26,2	10
EP sans histoire ($h_{min}=0.05mm$)	21,6	9
XWM avec histoire ($h_{min}=0.05mm$)	24,1	1
XWM sans histoire ($h_{min}=0.05mm$)	20,9	13
LM ($h_{min}=0,2mm$)	25,9	9
XWM ($h_{min}=0,2mm$)	25,2	6

Tableau VI-3 : $h_s=2,5mm$, efforts maximum calculés. (Dans le tableau les abréviations suivantes sont utilisées : EP pour élastoplastique ; XWM pour Xue et Wierzbicki modifié et LM pour Lemaitre.)

VI-3-c Chaînage Forge® - LS-Dyna®

Pour achever le travail de validation, il est proposé de comparer les résultats de simulations d'essais d'arrachement obtenus avec le logiciel Forge® avec ceux obtenus avec le logiciel LS-Dyna®. Dans le cas des calculs réalisés avec Forge®, le chaînage des calculs de mise en forme et des calculs d'arrachement est direct. Dans le cas des calculs réalisés avec le logiciel LS-Dyna®, les calculs de mise en forme sont d'abord réalisés avec le logiciel Forge®, puis les champs de variables d'états sont transportés du maillage résultat du calcul de mise en forme vers le maillage d'entrée du calcul d'arrachement avec le logiciel ForgeToDyna. Les mêmes conditions aux limites sont utilisées pour les calculs d'arrachement faits sous Forge® et faits sous LS-Dyna® comme l'illustrent les figures VI-17 et VI-32. Dans le cas de LS-Dyna®, il est fait appel à des éléments hexaédriques à huit nœuds et à intégration complète. La taille de maille est localement de $0,1mm$.

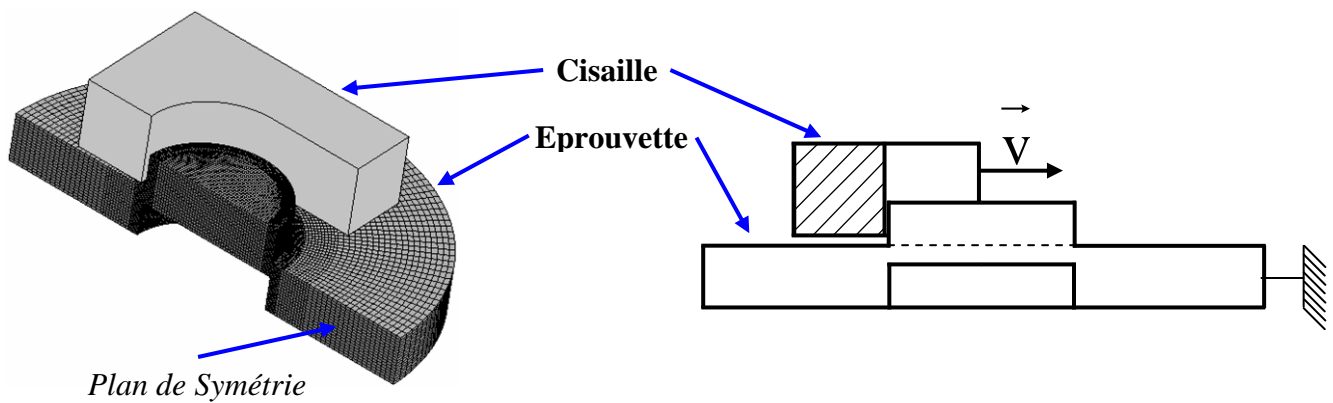


Figure VI-32 : Conditions aux limites du modèle d'arrachement (LS-Dyna®).

Les courbes effort-déplacement obtenues avec les deux logiciels sont montrées sur les figures VI-33, VI-34 et VI-35 pour les hauteurs d'arrachement $2,2mm$; $2,5mm$ et $3,0mm$ respectivement.

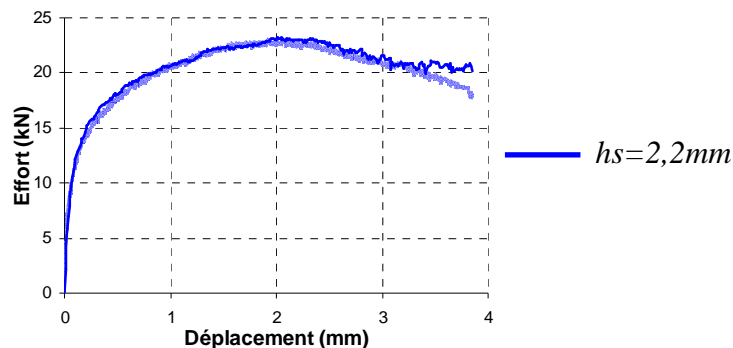


Figure VI-33 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,2mm$. Résultat Forge® (trait clair) et résultat LS-Dyna® (trait foncé).

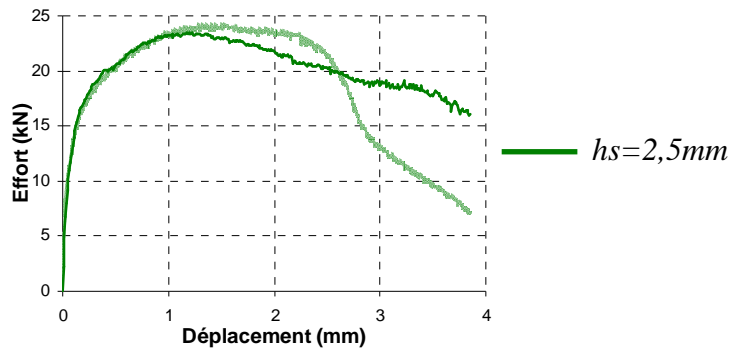


Figure VI-34 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=2,5mm$. Résultat Forge® (trait clair) et résultat LS-Dyna® (trait foncé).

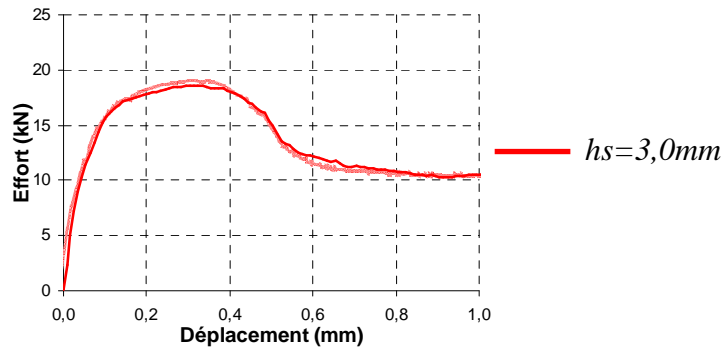


Figure VI-35 : Courbes effort-déplacement correspondant à l'éprouvette ayant une hauteur de semi-découpe $h_s=3,0mm$. Résultat Forge® (trait clair) et résultat LS-Dyna® (trait foncé).

Les courbes effort-déplacement obtenues avec les deux logiciels sont proches. Un écart plus important apparaît pour le mode de rupture mixte (figure VI-34). Ce dernier est dû à une différence de cinétique de la fissuration de l'éprouvette.

Les efforts maximum obtenus sont reportés dans le tableau VI-4. On peut remarquer que les écarts entre les efforts maximum obtenus avec les deux méthodologies de calcul sont contenus.

Hauteur de semi-découpe (mm)	Effort maximal Forge (kN)	Effort maximal LS-Dyna (kN)	Ecart (%)
2,2	22,9	23,2	2
2,5	24,1	23,5	3
3,0	19,0	18,6	2

Tableau VI-4 : Efforts maximum calculés avec les logiciels Forge® et LS-Dyna®.

Les modes de rupture obtenus avec les logiciels Forge[®] et LS-Dyna[®] sont montrés sur la figure VI-36. Les modes de rupture obtenus avec les deux logiciels sont proches.

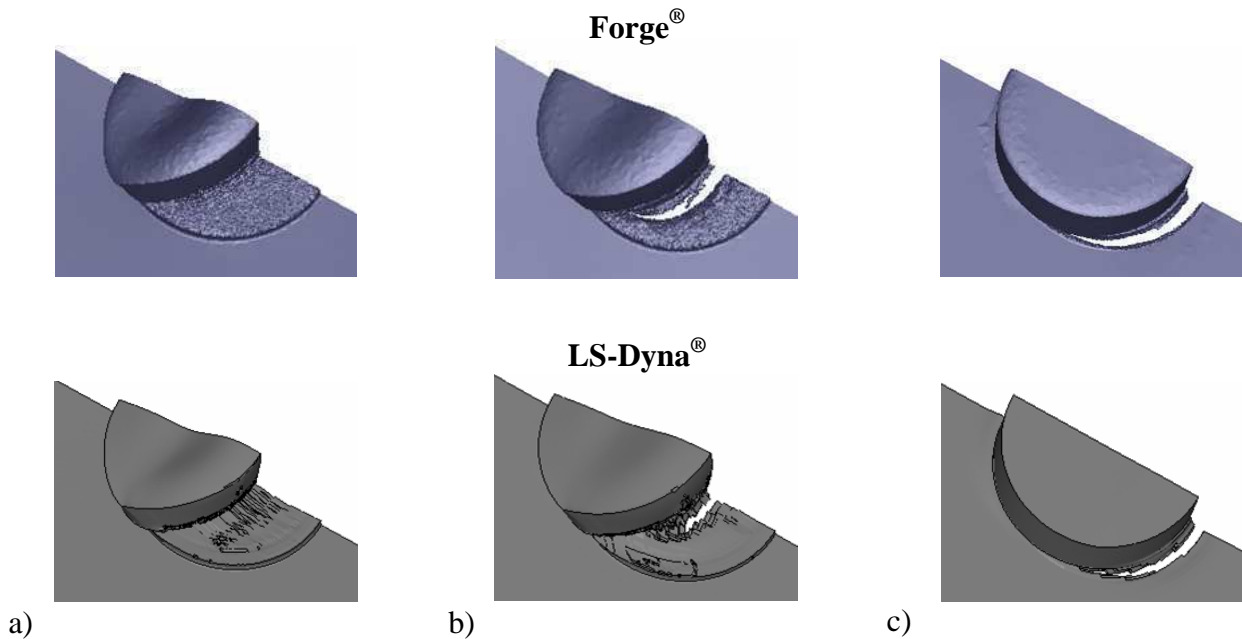


Figure VI-36 : Mode de rupture observé par simulation avec Forge[®] et LS-Dyna[®] : a) mode « horizontal » ; b) mode « mixte » et c) mode « mixte » $hs=3,0mm$.

VI-3-d Synthèse sur la modélisation des essais semi-industriels

La modélisation proposée permet de simuler la mise en forme puis la sollicitation des pièces obtenues sous chargement radial. Les résultats de calculs sont proches des résultats expérimentaux en terme d'effort, de géométrie et de localisation de la rupture. Les efforts maxima sont prédits avec des écarts inférieurs à 7%. Le calcul permet de retrouver les modes de rupture « horizontal », « mixte » et « vertical ». L'utilisation d'un modèle élastoplastique seul n'apporte pas une modélisation satisfaisante. La prise en compte du seul phénomène d'écroutissage ne permet pas de prévoir les modes de rupture et conduit à une mauvaise estimation des efforts résultants qui sont surestimés. Les résultats de calculs se rapprochant le plus des résultats expérimentaux sont donnés par les modèles prenant en compte la mise en forme et modélisant la rupture.

La prise en compte de la mise en forme apparaît essentielle. L'augmentation de la contrainte d'écoulement et la diminution de la déformation à la rupture qu'elle induit ne peuvent être négligées qu'au prix d'une dégradation de l'approximation des résultats expérimentaux.

Deux modélisations ont été évaluées pour la prise en compte de la rupture avec l'utilisation du critère de Xue et Wierzbicki modifié et l'utilisation du modèle de Lemaitre. Le modèle de Lemaitre donne de bons résultats pour les sollicitations à plus forte triaxialité comme il a été montré en III-4-a. Il apparaît cependant moins satisfaisant pour la modélisation des sollicitations à faible triaxialité comme celles qui sont observées au cours du procédé de semi-découpe, puis au cours de la sollicitation des pièces en service.

L'approche utilisant le critère de Xue et Wierzbicki modifié, valide sur des domaines d'état de contrainte et de déformation plus étendus, apporte de meilleurs résultats.

La méthodologie de calcul est validée avec l'utilisation des logiciels Forge® et LS-Dyna®.

VI-4 Cas industriels complexes

VI-4-a Mise en forme avec Forge®

En section précédente, les modèles numériques proposés ont été validés par la comparaison entre les résultats de calculs et les résultats expérimentaux des essais semi-industriels. Les travaux présentés s'inscrivent dans une démarche industrielle. Pour finaliser cette dernière, les modèles et méthodes développés sont appliqués à des cas industriels complexes.

Les articulations de sièges automobile sont des mécanismes qui permettent de régler l'angle entre l'assise et le dossier des sièges de voiture. Les articulations sont composées d'un ensemble de pièces, dont les flasques, obtenues par semi-découpe. Durant leur vie en service les articulations peuvent être soumises à des chargements mécaniques importants. Par exemple, en cas de choc arrière du véhicule, les passagers sont projetés contre le dossier de leur siège. Les articulations sont alors fortement sollicitées et leur tenue mécanique garantit la sécurité des passagers.

Le premier exemple est celui de la mise en forme d'un flasque fixe d'articulation à mécanisme continu. Ce flasque est en acier S500MC. Un modèle élastoplastique endommageable de Lemaitre est utilisé. Sur la figure VI-37, la gamme de mise en forme du flasque est présentée à travers les maillages résultats obtenus pour chaque poste.



Figure VI-37 : Flasque de mécanisme continu : gamme de mise en forme complète simulée avec le logiciel Forge® et pièce réelle.

A l'issue de la phase de mise en forme, les champs physiques peuvent être observés, comme le champ de déformation plastique équivalente montré sur la figure VI-38 et le champ d'endommagement de Lemaître montré sur les figures VI-39 et VI-40.

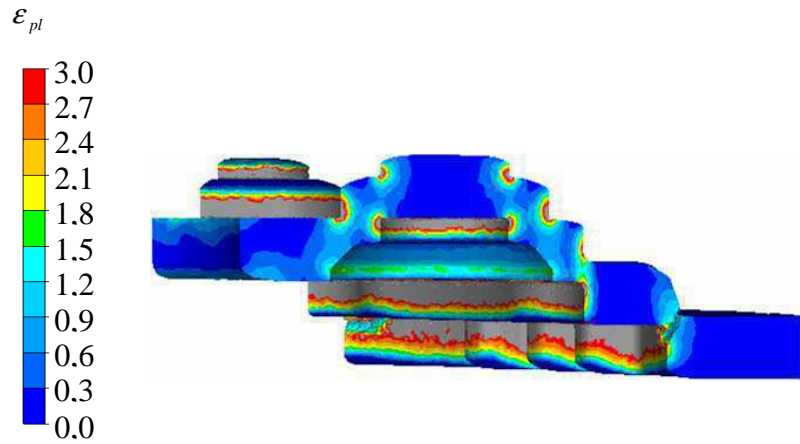


Figure VI-38 : Flasque de mécanisme continu : champ de déformation plastique équivalente.

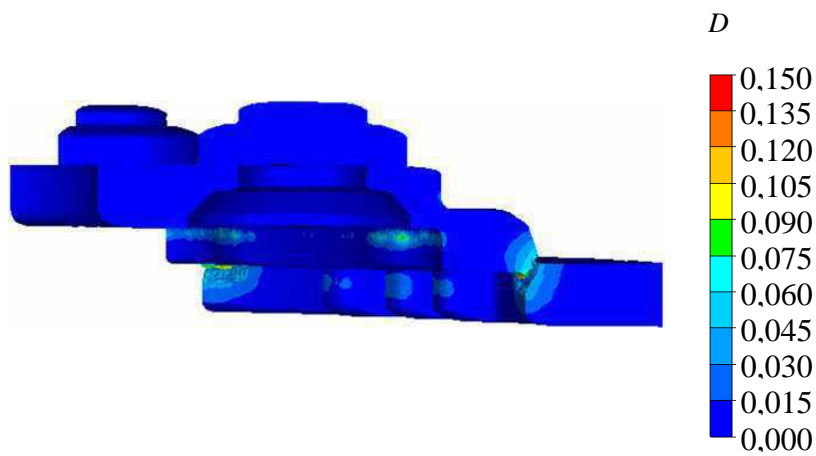


Figure VI-39 : Flasque de mécanisme continu : champ d'endommagement (Lemaître).

On peut remarquer que les valeurs d'endommagement sont nulles au niveau des semi-découpes supérieures alors que de hauts niveaux de déformation sont atteints comme le montrent les figures VI-38. et VI-39. Cette observation est expliquée par les faibles niveaux de triaxialité rencontrés dans les zones semi-découpées.

Sur la figure VI-40 a), on peut observer localement la prédiction de valeurs d'endommagement plus élevées avec la rupture du matériau. Cela est conforme aux observations expérimentales montrées sur la figure VI-40 b). Là encore, le modèle d'endommagement de Lemaitre donne des résultats conformes aux observations expérimentales dans les zones de rupture à plus forte triaxialité. Il ne donne cependant pas d'information sur l'état de la matière dans les zones déformées sous faible triaxialité.

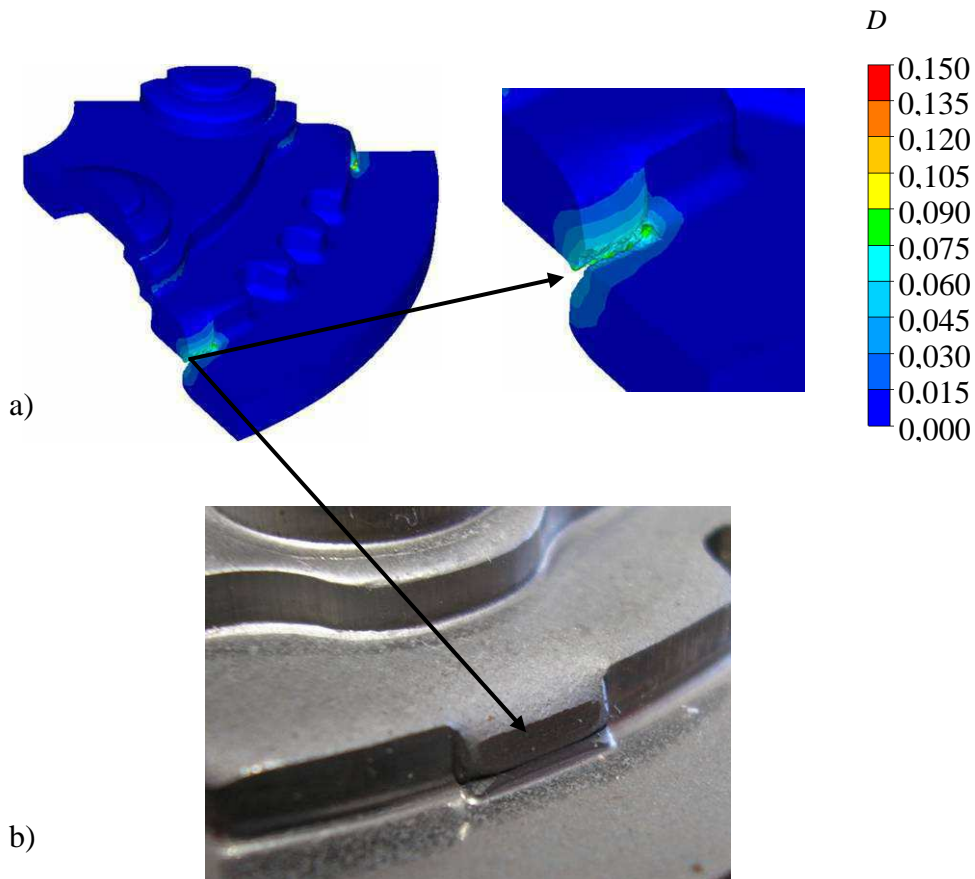


Figure VI-40 : Flasque de mécanisme continu : a) champ d'endommagement (Lemaitre) ; b) observation expérimentale

VI-4-b Chaînage Forge® - LS-Dyna®

Le deuxième exemple est celui d'un flasque fixe d'articulation à mécanisme discontinu. Ce flasque est en acier S420MC. Dans un premier temps la mise en forme est simulée avec le logiciel Forge®. La gamme de mise en forme est simplifiée, seul le poste de mise en forme des guides grain est simulé. Ce choix permet de limiter les temps de calcul. Il est justifié par le fait que la rupture est localisée au niveau des guides grain et par le fait que les autres étapes de mise en forme ne changent pas l'état de la matière dans les zones d'intérêt. Sur la figure VI-41 la gamme de mise en forme simplifiée du flasque est présentée à travers le maillage résultat obtenu.

Les champs physiques sont ensuite transportés du maillage résultat de Forge® vers le maillage d'entrée de LS-Dyna®, avec le logiciel ForgeToDyna.

Enfin la tenue mécanique du flasque est simulée avec le logiciel LS-Dyna®. Les calculs sont réalisés avec un modèle élastoplastique de von Mises et le critère de rupture de Xue et Wierzbicki modifié.



Figure VI-41 : Flasque de mécanisme discontinu : gamme de mise en forme simplifiée simulée avec le logiciel Forge® et pièce réelle.

A l'issue de la phase de mise en forme, le champ de variable d'endommagement peut être observé. Il est montré sur la figure VI-42 a). La variable prend des valeurs non nulles qui traduisent la perte de ductilité du matériau au cours de la mise en forme. Des éléments sont supprimés dans les zones où la rupture est observée, comme c'est le cas dans le coin supérieur des guides grains montrés sur la figure VI-42 b).

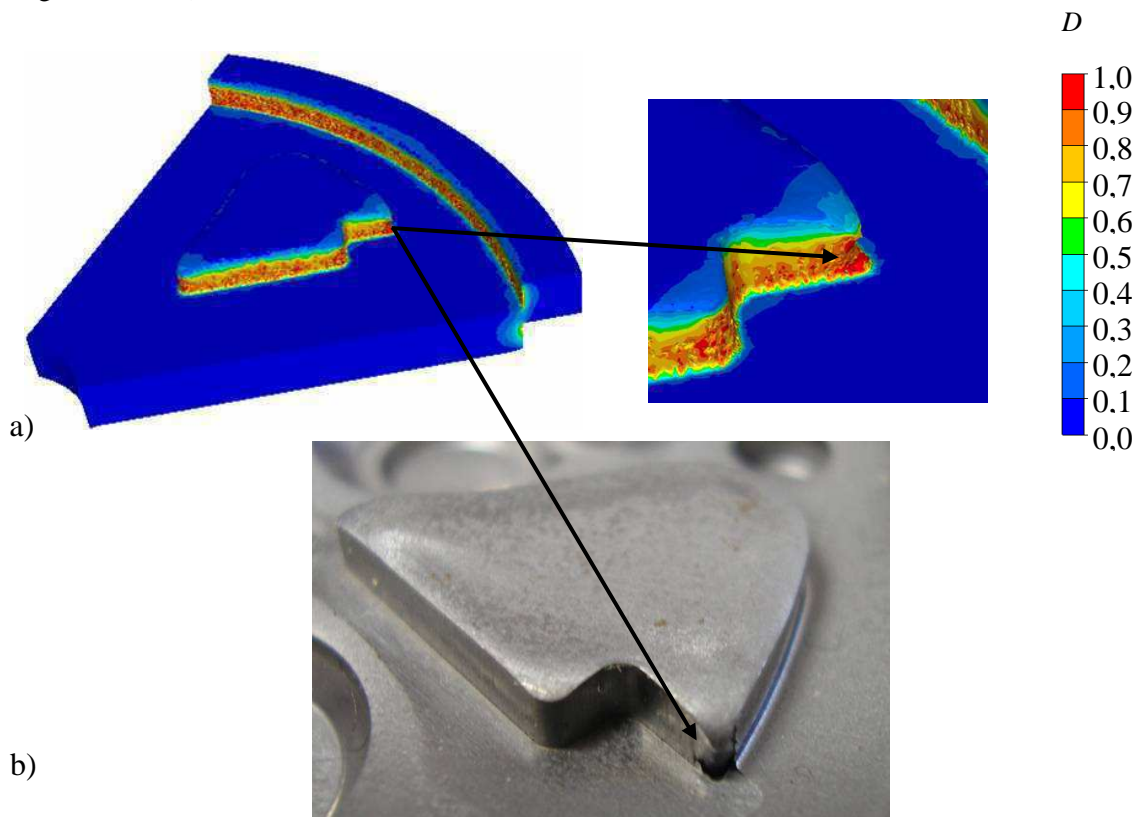


Figure VI-42 : Flasque de mécanisme discontinu : a) champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) ; b) observation expérimentale.

Après le calcul de la phase de mise en forme avec le logiciel Forge[®], les champs de variables d'états sont transportés du maillage résultat, vers le maillage d'entrée, pour le logiciel LS-Dyna[®] comme le montre la figure VI-43.

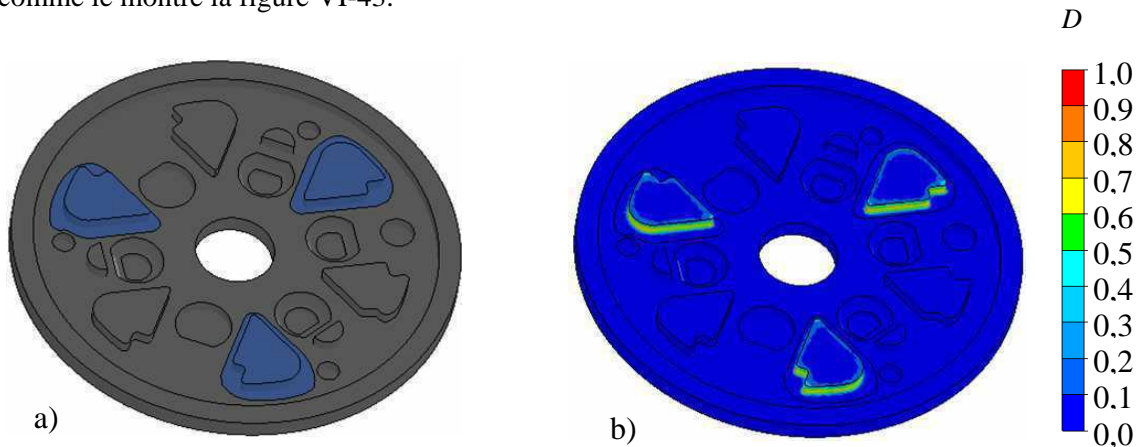


Figure VI-43 : Flasque de mécanisme discontinu : a) géométrie issue d'un logiciel de conception par ordinateur ; b) champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) après l'opération de transport de champs.

Le calcul d'arrachement est fait ensuite avec le logiciel LS-Dyna[®]. Le chargement utilisé est illustré par la figure VI-44 a). Les modes de rupture obtenus pour une hauteur d'arrachement égale à $0,2\text{mm}$ sont montrés sur la figure VI-44 b). Les modes de rupture observés expérimentalement sont montrés sur la figure VI-44 c).

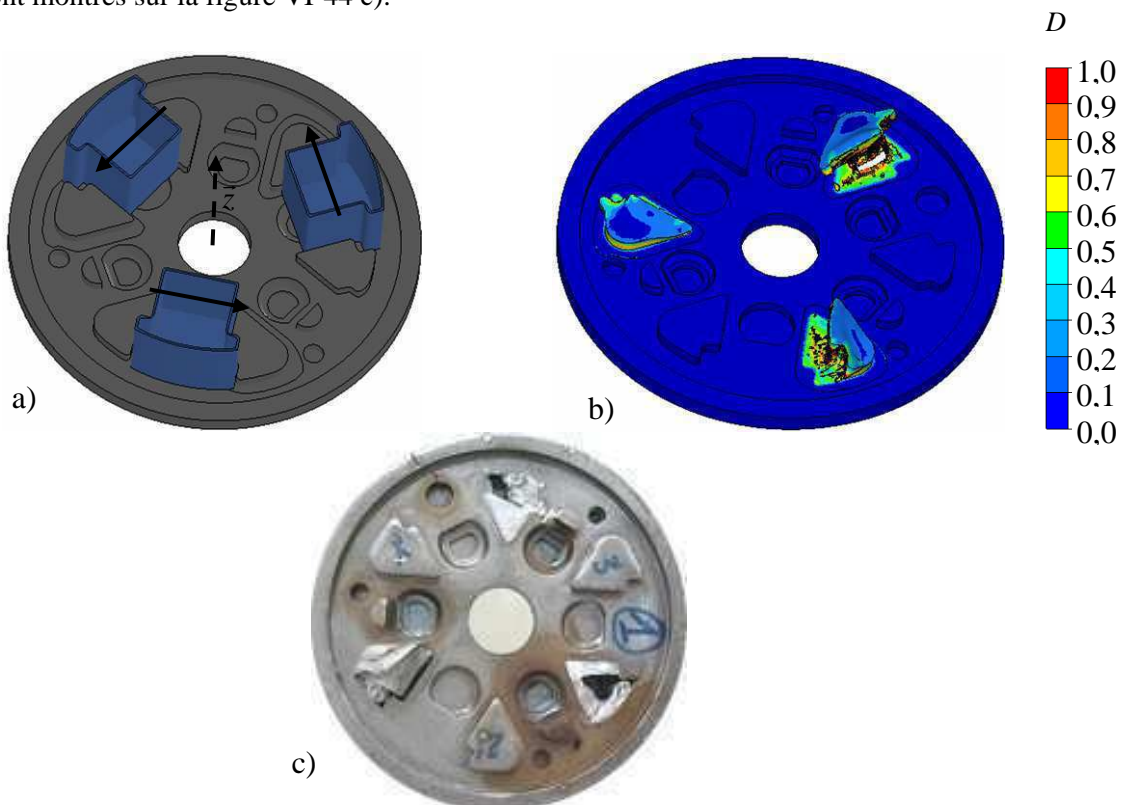


Figure VI-44 : Flasque de mécanisme discontinu : a) Chargement radial des guides grain ; b) Modes de rupture observés par le calcul pour une hauteur d'arrachement de $0,2\text{mm}$; c) Observation expérimentale.

Les modes de rupture obtenus expérimentalement et par simulation sont proches (« horizontal » et « mixte »). Cependant, la comparaison entre les résultats issus de calculs et les résultats expérimentaux ne peut être ici que qualitative. L'examen des flasques après arrachement a montré que la hauteur d'arrachement résiduelle est significativement plus grande que la hauteur d'arrachement initialement prescrite. De plus la hauteur d'arrachement résiduelle n'est pas constante. Ces observations témoignent d'un manque de rigidité du moyen d'essai utilisé, qui s'ouvre sous les efforts axiaux.

Suite à ces observations l'hypothèse des outils rigides utilisée en simulation n'est plus valide. Il est par ailleurs difficile de quantifier la raideur axiale du dispositif expérimental pour corriger le modèle de simulation.

L'influence de la hauteur d'arrachement sur les efforts d'arrachement est étudiée par simulation. Les efforts résultants obtenus pour différentes hauteurs d'arrachement (0,2mm ; 0,6mm et 1,0mm) sont montrés sur la figure VI-45. Comme pour les essais semi-industriels, on observe une forte sensibilité de l'effort maximal d'arrachement à la hauteur d'arrachement (VI-2-b). Plus la hauteur d'arrachement est grande, plus l'effort résultant est petit.

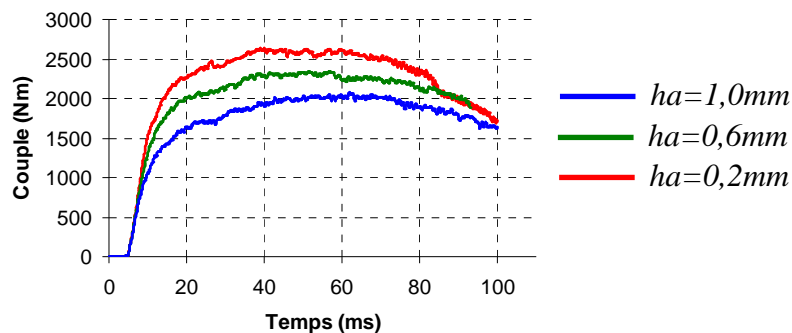


Figure VI-45 : Flasque de mécanisme discontinu, courbes couple-temps issues de calculs.

Suite à ces constatations, il a été proposé à Faurecia Sièges d'Automobile d'apporter des modifications pour rigidifier le montage d'essais. Des moyens de mesure complémentaires ont également été proposés pour caractériser la raideur axiale du montage et pour quantifier la hauteur résiduelle d'arrachement. De nouveaux essais ont été réalisés en fin de thèse. Ils sont basés sur un produit proche de celui présenté précédemment. Les essais sont réalisés avec le montage modifié et avec le montage initial non modifié.

Sur la figure VI-46 a) sont montrées une courbe couple-temps obtenue avec le montage initial et une courbe couple-temps obtenue avec le montage modifié. Sur la figure VI-46 b) sont montrées les courbes déplacement axial-temps correspondantes. Le déplacement axial est mesuré avec des jauges de mesure de déplacement linéaire du côté mobile du montage.

Le déplacement axial caractérise l'ouverture du montage sous les efforts axiaux. On peut remarquer que le déplacement axial croît au cours des essais. Son évolution est fortement réduite dans le cas du montage modifié. La limitation du déplacement axial témoigne du gain en rigidité du montage modifié. Celui-ci permet de contenir l'évolution de la hauteur d'arrachement au cours de l'essai.

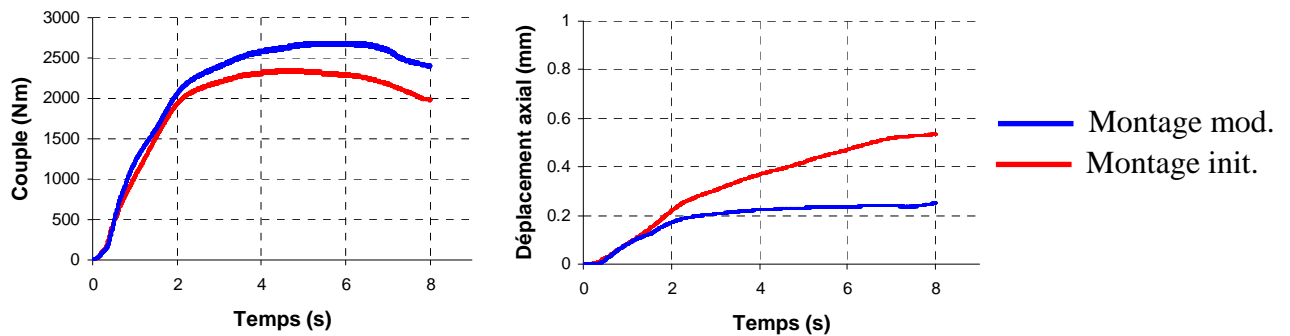


Figure VI-46 : Flasque de mécanisme discontinu : a) courbes couple-temps;
b) courbes déplacement axial-temps.

La hauteur résiduelle a été mesurée à l'issue des essais. Dans le cas du montage initial elle est comprise entre $0,35\text{mm}$ et $0,55\text{mm}$. Elle est plus faible dans le cas du montage modifié et est comprise entre $0,0\text{mm}$ et $0,2\text{mm}$. La meilleure maîtrise de la hauteur d'arrachement se traduit par une augmentation de l'effort maximal d'arrachement comme le montre la figure VI-46 a). L'effort maximal d'arrachement est de 2350Nm dans le cas du montage initial et de 2700Nm dans le cas du montage modifié. (Dans le cas du montage modifié, l'essai d'arrachement a été répété six fois, l'écart maximal entre les efforts d'arrachement maximaux est inférieur à 3%.)

La mise en forme du produit, objet des nouveaux essais, est simulée avec Forge[®]. Les champs de variables d'états sont ensuite transportés du maillage résultat vers le maillage d'entrée pour le logiciel LS-Dyna[®], comme le montre la figure VI-47.

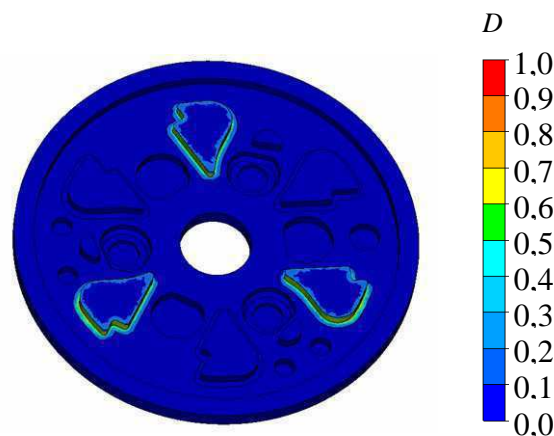


Figure VI-47 : Flasque de mécanisme discontinu : champ de variable d'endommagement (Xue et Wierzbicki modifié) après l'opération de transport de champs.

Finalement l'arrachement est simulé avec LS-Dyna[®]. Compte tenu du fait que la hauteur résiduelle est comprise entre $0,0\text{mm}$ et $0,2\text{mm}$, l'arrachement est simulé avec une hauteur d'arrachement fixée à $0,0\text{mm}$ et $0,2\text{mm}$. Les courbes couple-temps obtenues sont montrées sur la figure VI-48. Les modes de rupture observés par le calcul et expérimentalement sont montrés sur la figure VI-49.

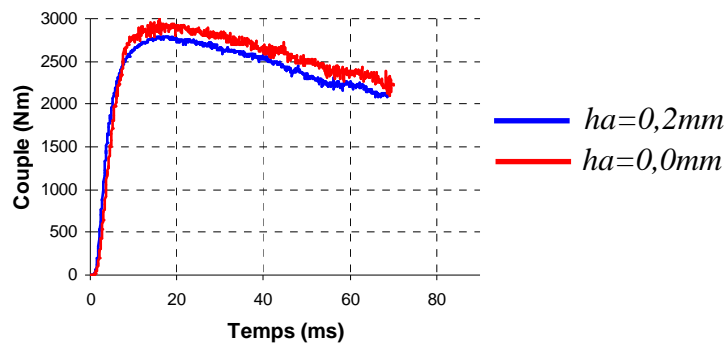


Figure VI-48 : Flasque de mécanisme discontinu, courbes couple-temps issues de calculs.

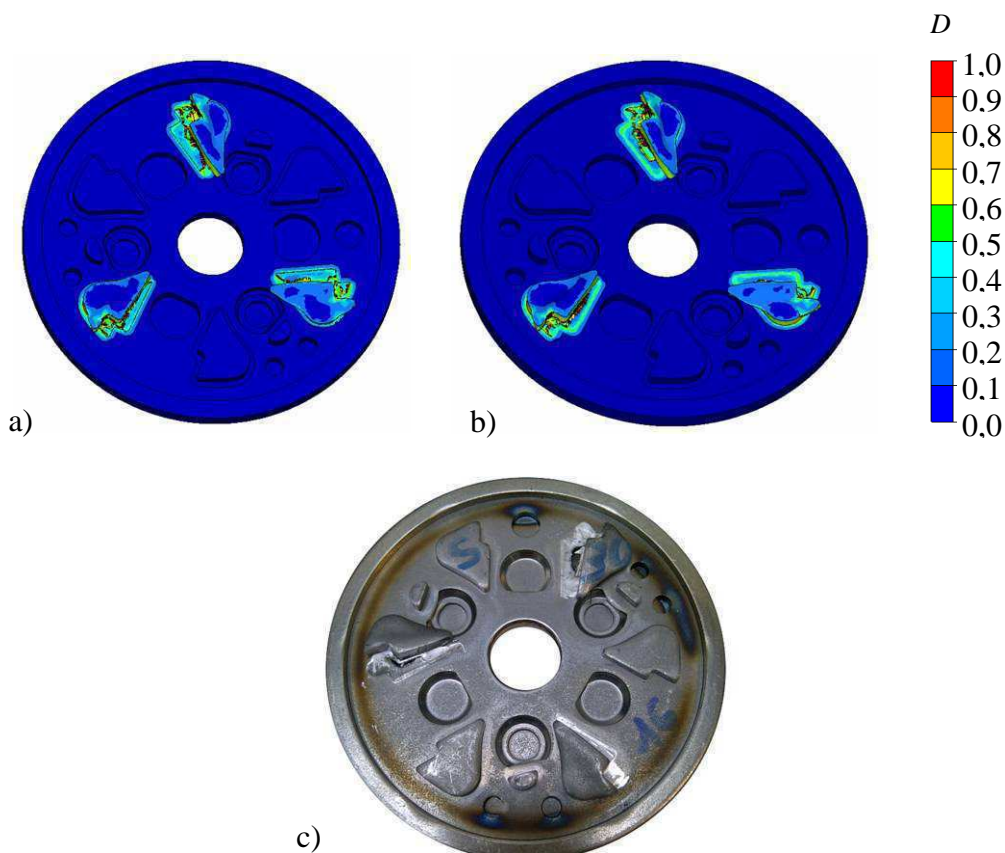


Figure VI-49 : Flasque de mécanisme discontinu : a) Modes de rupture observés par le calcul pour une hauteur d'arrachement de $0,0mm$; b) Modes de rupture observés par le calcul pour une hauteur d'arrachement de $0,2mm$; c) Observation expérimentale.

Les jeux et raideurs existant dans la chaîne de mesure du couple induisent une forte incertitude temporelle. Ainsi les courbes couple-temps issues de mesures et issues de calculs ne peuvent pas être comparées directement.

Les efforts maxima déterminés par le calcul sont de $2940Nm$ pour la hauteur d'arrachement de $0,0mm$ et de $2790Nm$ pour la hauteur d'arrachement de $0,2mm$. Ce qui donne un écart avec les résultats expérimentaux de 9% et 3% .

Les modes de rupture obtenus par calcul sont « horizontaux ». Expérimentalement on observe les modes de rupture « horizontal » et « mixte ».

Les écarts entre les résultats expérimentaux et les résultats issus de simulation sont contenus, ils sont inférieurs à 9% en terme d'effort maximal. Ces écarts sont principalement dus aux approximations des modèles de comportement qui négligent l'anisotropie et l'endommagement. Les écarts sont également dus à l'utilisation d'une taille de maille insuffisamment fine pour les simulations des cas industriels. En effet, compte tenu de la taille importante des flasques complets, la taille de maille minimale utilisée pour la simulation de la mise en forme et pour la simulation de la tenue mécanique est limitée à 0,2mm. Cependant, comme il a été vu en I-2-b et VI-3-b cette taille de maille ne permet pas d'approximer de manière suffisamment précise les champs physiques. Des améliorations devront être apportées quant à la finesse du maillage à l'avenir.

VI-4-c Synthèse sur la modélisation des cas industriels

Dans cette dernière section, les modèles sont appliqués à des cas industriels complexes. Deux exemples de flasques sont utilisés. Le premier est un flasque fixe de mécanisme continu. Le second est un flasque fixe de mécanisme discontinu.

La mise en forme est simulée avec le logiciel Forge[®]. L'arrachement sur flasque est simulé avec le logiciel LS-Dyna[®]. Les champs résultats du maillage tétraédrique sont transportés sur le maillage hexaédrique avec le logiciel ForgeToDyna présenté en V-3.

Le flasque fixe de mécanisme continu est en acier S500MC. Ce matériau est modélisé avec un modèle élastoplastique de von Mises et avec un modèle d'endommagement de Lemaitre. Ce dernier permet de modéliser la rupture à forte triaxialité, mais n'apporte pas d'information sur l'état de la matière dans les zones déformées à faible triaxialité.

Le flasque fixe de mécanisme discontinu est en acier S420MC. Ce matériau est modélisé avec un modèle élastoplastique de von Mises et avec le critère de rupture de Xue et Wierzbicki modifié. Ce critère de rupture permet de modéliser la rupture dans les zones déformées à plus forte triaxialité. Il permet également de modéliser la perte de ductilité subie par le matériau dans les zones déformées à plus faible triaxialité, comme c'est le cas en semi-découpe.

La comparaison entre les résultats issus de calculs et les résultats expérimentaux est délicate dans le cas des problèmes industriels. L'analyse des flasques arrachés lors d'une première série d'essais a montré une importante souplesse axiale du montage expérimental. Il est observé, comme dans le cas des essais semi-industriels, que plus la hauteur d'arrachement est grande, plus l'effort d'arrachement résultant est petit. Des modifications sont apportées au dispositif expérimental pour mieux maîtriser sa rigidité. Les résultats expérimentaux obtenus lors d'une seconde série d'essais réalisés avec le dispositif modifié montre un gain de rigidité axiale. Les écarts entre les observations expérimentales et les résultats de simulation sont contenus. En terme d'effort maximal d'arrachement, l'écart entre l'expérience et la simulation numérique est inférieur à 9%.

VI-5 Conclusion

Durant la vie en service, les reliefs semi-découpés des flasques de sièges automobile subissent des chargements radiaux.

Pour permettre de mieux comprendre les modes de rupture observés sur les pièces industrielles et pour apporter des observations expérimentales dans le but de valider les modèles de simulation, un essai de laboratoire appelé essai semi-industriel est mis en place. Cet essai se déroule en deux étapes. Dans un premier temps des éprouvettes sont mises en forme par semi-découpe. Puis dans un second temps, ces éprouvettes sont chargées radialement jusqu'à la rupture par un montage spécifique d'arrachement. Au cours des essais semi-industriels des informations sur : les efforts d'arrachement, la géométrie des pièces arrachées et les modes de rupture sont recueillies. Cet essai permet d'examiner, par l'expérience, l'influence de paramètres procédés et de paramètres produits. Sont examinées l'influence de la hauteur d'arrachement, l'influence de la hauteur de semi-découpe et l'influence du rayon de congé des arêtes de matrice.

Au cours des essais, trois modes de rupture principaux sont apparus par examen à l'échelle macroscopique. Ces modes de rupture sont qualifiés de « horizontal » lorsque la rupture intervient dans le plan de la tôle, de « mixte » lorsque la rupture intervient dans le plan de la tôle avec déchirure de cette dernière et « vertical » lorsque la rupture intervient dans la zone semi-découpée. Ces observations ont été complétées par des observations à plus petite échelle. Il apparaît qu'à chaque mode de rupture correspond des mécanismes de rupture différents. Les zones de rupture « horizontale » correspondent à des ruptures par cisaillement dans des zones de faible triaxialité. Les zones de déchirure du « mode » mixte correspondent à des ruptures par déchirure ductile dans des zones de plus forte triaxialité. Enfin les zones de rupture « verticale » correspondent à un mécanisme de rupture plus fragile dans les zones très fortement déformées par le procédé de semi-découpe.

Les données expérimentales recueillies au cours des essais semi-industriels sont également utilisées pour valider les modélisations proposées. Pour le travail de validation, le logiciel Forge[®] est utilisé pour la mise en forme et le calcul de tenue mécanique. Il apparaît que la prise en compte de la mise en forme et la modélisation de la rupture avec le critère de Xue et Wierzbicki modifié permettent d'approcher les résultats expérimentaux avec une bonne précision. Les modes de rupture sont reproduits numériquement et les efforts maxima sont prédits avec un écart inférieur à 7%. Ces résultats restent une approximation. En effet, l'examen de la géométrie des pièces à l'effort maximum met en relief l'effet de l'anisotropie qui n'est pas modélisée présentement.

Enfin les modélisations proposées sont appliquées à des cas industriels complexes. Deux géométries de flasques fixes sont utilisées. La première est issue d'un mécanisme continu et l'autre d'un mécanisme discontinu. L'utilisation du modèle de Lemaitre permet de modéliser la rupture dans des zones sollicitées à plus forte triaxialité, mais ne montre pas d'endommagement dans les zones à faible triaxialité correspondant aux zones de semi-découpe. Ces zones-là présentent cependant une perte de ductilité, liée au chargement de cisaillement-compression subi par la matière. Le critère de Xue et Wierzbicki modifié permet de modéliser la rupture pour un domaine plus étendu de triaxialité, il apporte également des informations sur la perte de ductilité du matériau rencontrée au cours de la mise en forme. Les modes de rupture et efforts maxima prédits par ce modèle sur les pièces industrielles sont en bon accord avec les observations expérimentales.

Conclusions et perspectives

- *Conclusions*

L'objet du présent travail de thèse était la modélisation par simulation numérique de la tenue mécanique de flasques de sièges automobile. Pour obtenir des résultats prédictifs il était nécessaire :

- de modéliser les phénomènes observés lors des phases de mise en forme et de sollicitations en service (plasticité, endommagement et rupture) ;
- d'appliquer des conditions initiales rendant compte de l'état de la matière à l'issue de la phase de mise en forme.

Dans le cadre de ce travail de thèse, des moyens expérimentaux et numériques ont ainsi été développés pour :

- étudier le comportement du matériau soumis à des chargements proportionnels et non proportionnels ;
- modéliser le comportement du matériau en prenant en compte les phénomènes en présence ;
- chaîner les simulations de mise en forme et les simulations de sollicitations en service ;
- valider les résultats de simulations numériques par des essais semi-industriels conçus et développés au laboratoire dans le cadre de la thèse, ainsi que par des essais industriels réalisés chez Faurecia.

L'étude du comportement des matériaux et l'identification des paramètres des modèles de comportement nécessitent la réalisation d'essais mécaniques. Ces essais doivent permettre l'observation des phénomènes physiques que l'on cherche à étudier. Les modes de sollicitation rencontrés au cours des essais doivent être proches de ceux rencontrés dans le cas des applications industrielles. Cette dernière condition est particulièrement difficile à respecter dans le cas de l'étude du chargement radial de pièces semi-découpées. En effet, on ne peut pas considérer ici la tôle comme un produit mince, les trois dimensions de l'espace doivent être prises en compte. Les niveaux de triaxialité et de déformation observés au cours de la semi-découpe sont difficilement reproductibles par des essais mécaniques classiques. Enfin, lorsque l'on considère le cycle de vie complet d'une pièce semi-découpée, les sollicitations subies par le matériau sont non proportionnelles (cisaillement-compression lors de la phase de mise en forme et cisaillement-traction lors de la phase d'arrachement).

Ces contraintes ont conduit à développer un ensemble d'essais mécaniques permettant l'étude de l'influence de l'anisotropie et du mode de sollicitation sur la plasticité, l'endommagement et la rupture du matériau étudié (Acier S420MC).

Concernant l'anisotropie, les essais de traction sur éprouvettes plates et les essais de double cisaillement permettent d'étudier le comportement de la tôle lorsqu'elle est sollicitée dans le plan. En complément, les essais de compression et les essais sur éprouvettes chapeaux permettent d'étudier le comportement de la tôle lorsqu'elle est sollicitée dans l'épaisseur.

Les différents essais proposés permettent d'investiguer la rupture pour un vaste domaine de l'espace des contraintes. En particulier, les essais sur éprouvettes chapeaux et les essais de traction en déformation plane permettent d'examiner la rupture pour des angles de Lode égaux à zéro sur un large spectre de triaxialité.

Lorsque l'on considère le cycle de vie des flasques de sièges automobile, la matière est d'abord soumise à une faible triaxialité au cours de la mise en forme, puis à une triaxialité plus élevée au cours du chargement radial par les guides grains. Les essais de semi-découpe suivis de poinçonnement sont des essais non proportionnels qui se rapprochent de ce type de chargement.

Les essais de double cisaillement et les essais sur éprouvettes chapeaux conduisent à d'importants effets de bords qui rendent leurs analyses difficiles. Ils ont été complétés par des essais sur éprouvettes à double courbure (réalisés au MIT) qui permettent de localiser la rupture au centre de la partie utile des éprouvettes.

Cette campagne expérimentale particulièrement riche a permis d'investiguer le comportement de notre matériau ainsi que son endommagement et sa rupture pour des trajets de chargements complexes.

La majorité des essais mécaniques réalisés ne sont pas homogènes. Ainsi, pour chaque essai un modèle numérique a été mis en place. Le travail d'analyse et d'identification paramétrique a conduit à un certain nombre d'observations.

La tôle d'acier S420MC étudiée se montre anisotrope comme le révèlent en particulier les coefficients de Lankford. Il apparaît qu'un jeu unique de paramètres du critère de Hill 1948 et du modèle d'écrouissage isotrope puissance ne permet pas de modéliser de manière satisfaisante l'écoulement du matériau.

L'écrouissage identifié en cisaillement se démarque de l'écrouissage identifié en traction. L'augmentation de la contrainte d'écoulement en fonction de la déformation plastique est plus faible dans le cas du cisaillement. L'application des deux écrouissages à des essais non utilisés pour l'identification conduit à une bonne approximation des courbes effort-déplacement. Cela valide le travail d'identification.

Les paramètres du modèle de Lemaitre ont été identifiés en se basant sur l'analyse inverse de trois essais mécaniques présentant différents taux de triaxialité des contraintes. Cependant les courbes effort-déplacement expérimentales et celles obtenues par des calculs élastoplastiques seuls sont déjà très proches. Cela entraîne un manque de sensibilité préjudiciable à l'identification des paramètres du modèle d'endommagement de Lemaitre dans la partie adoucissante du comportement. Ce résultat souligne la difficulté définir précisément le moment à partir duquel l'endommagement commence à prendre réellement le pas sur l'écrouissage.

L'analyse des différents essais mécaniques par simulation numérique a permis de connaître l'état de contrainte au cours des essais, ainsi que la déformation à la rupture. On observe une très forte augmentation de la ductilité lorsque la triaxialité devient inférieure à zéro. Pour des triaxialités suffisamment basses la rupture n'est pas observée. La comparaison entre les essais non monotones et les essais sur éprouvettes témoins montre que, bien que l'on n'observe pas la rupture lors des sollicitations à faible triaxialité, les propriétés de la matière sont modifiées. Les prédéformations à faible triaxialité induisent une augmentation de la contrainte d'écoulement et une perte de ductilité relative. Cette perte de ductilité intervient même lorsque les prédéformations ont été réalisées à des niveaux de triaxialité très bas ($\eta < -0,5$) en deçà de la limite à laquelle il est souvent estimé qu'il n'y a pas d'évolution de l'endommagement ductile. Ainsi, lorsque la matière est de nouveau soumise à un chargement en triaxialité positive, la rupture apparaît bien plus tôt en terme d'incrément de déformation plastique à rupture. Même si cela n'a pas été vérifié dans le cadre de ce travail, nous pouvons penser qu'un modèle d'endommagement couplé, tel que le modèle de Lemaitre, serait capable de rendre compte d'un tel phénomène au travers d'une croissance de la variable d'endommagement plus rapide dans la phase de chargement en triaxialité positive. Ce n'est pas le cas par contre pour les critères de rupture tels que ceux étudiés ici. Ces dernières observations ont conduit à la proposition d'un critère de Xue et Wierzbicki modifié permettant de rendre compte de la perte de ductilité suite à des sollicitations à faible triaxialité. Les résultats obtenus sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. Il convient cependant de rester prudent quant à l'extrapolation de ce critère à d'autres trajets de chargement non proportionnels qui seraient significativement différents de ceux étudiés ici.

Lors de la simulation de la phase de tenue mécanique, il convient d'appliquer des conditions initiales rendant compte de l'état de la matière à l'issue de la phase de mise en forme.

Dans un premier temps la phase de semi-découpe est simulée de manière à obtenir des champs de variables d'état caractérisant la matière après mise en forme. Ces champs de variables d'état sont ensuite utilisés pour imposer les conditions initiales à la simulation de tenue mécanique.

Du fait des grandes déformations plastiques subies localement par la matière, la simulation par éléments finis du procédé de semi-découpe nécessite le recours à une technique de remaillage automatique. Il a donc été choisi de simuler la phase de mise en forme avec le logiciel Forge[®].

Pour la simulation de la tenue mécanique le logiciel LS-Dyna[®] dédié au calcul de structure et déjà déployé chez le partenaire industriel Faurecia Sièges d'Automobile est plus approprié.

Le chaînage de simulation entre les deux logiciels n'est pas immédiat.

D'une part, il est nécessaire d'assurer la compatibilité entre les modèles de comportement. Pour cela, le critère de rupture de Xue et Wierzbicki modifié a été implémenté dans les deux logiciels comme une loi utilisateur.

D'autre part, il est nécessaire de transporter les variables internes du maillage résultats du calcul de la mise en forme, vers le maillage d'entrée du calcul de tenue mécanique. Pour assurer cette opération le logiciel ForgeToDyna a été développé en partenariat avec la société Alyotech[®].

Pour valider la méthodologie proposée, des essais semi-industriels ont été développés. Ces essais semi-industriels reproduisent au laboratoire les modes de sollicitation observés sur les cas industriels.

En particulier, l'essai d'arrachement reproduit le chargement radial, des guides grains par les grains, observé sur les articulations. Les essais semi-industriels permettent d'investiguer expérimentalement l'influence de paramètres procédés et produits. Ces paramètres, comme le jeu entre le poinçon et la matrice au cours de la semi-découpe ou la hauteur d'arrachement au cours de l'essai d'arrachement, ont une forte influence sur les résultats obtenus. Ainsi, beaucoup de soin a été apporté dans la conception et la réalisation des montages expérimentaux pour garantir une sensibilité suffisante (précision, rigidité). Différents modes de rupture sont mis en évidence. Les essais semi-industriels, bien mieux instrumentés que les configurations industrielles complètes, constituent une base de données idéale pour la validation des simulations numériques.

La mise en forme est simulée avec le logiciel Forge[®], puis l'arrachement est simulé avec le logiciel LS-Dyna[®]. Les résultats expérimentaux et issus de simulations sont proches aussi bien en terme de courbes effort-déplacement, qu'en terme de géométrie et de modes de rupture.

Des simulations complémentaires sont réalisées pour analyser l'intérêt de la démarche proposée. Il apparaît que ne pas prendre en compte la mise en forme conduit à une sous-estimation des efforts et à une surestimation de la ductilité lors de la simulation de l'arrachement. La modélisation de la rupture permet une meilleure approximation des efforts d'arrachement et la prédiction des modes de rupture.

Enfin la méthodologie est appliquée à des cas industriels complexes de flasques de mécanismes continus et discontinus. Les premières simulations, surestimant de manière non négligeable l'effort expérimental mesuré, ont conduit à la proposition d'un nouveau design de la configuration de l'essai industriel. Ce nouveau design est plus rigide et permet une meilleure quantification des différents déplacements au cours de l'essai. Les simulations permettent de reproduire correctement les modes de rupture observés expérimentalement. L'écart entre les résultats expérimentaux et issus de simulation est contenu.

- *Perspectives*

À l'issue du travail de thèse une méthodologie complète est proposée pour la modélisation de la tenue mécanique de flasques de sièges automobile en intégrant la phase de mise en forme. La méthodologie proposée inclut des outils expérimentaux et numériques pour la caractérisation des matériaux, pour le chaînage des simulations process/produits et pour la validation. Les observations réalisées au cours de la thèse conduisent à de nombreuses perspectives.

Les simulations de mise en forme de pièces industrielles illustrent les difficultés liées à la simulation du procédé de semi-découpe.

Les faibles rayons de courbures des arrêtes des outils nécessitent le recours à des tailles de maille très fines pour éviter les brusques variations de vitesse de déformation dues aux algorithmes de contact. Il pourrait être intéressant d'évaluer l'apport de méthodes numériques comme le « tool smoothing » ou les algorithmes de contact implicites.

La forte localisation des déformations plastiques nécessite un grand nombre de remaillages au cours de la simulation de mise en forme.

Les algorithmes liés au remaillage (discrétisation spatiale, transport de champs) utilisent des ressources de calculs et conduisent à des approximations (diffusion naturelle liée aux techniques de transport de champs...). Dans le cas des pièces industrielles mises en forme en plusieurs étapes, il pourrait être avantageux d'avoir recours à des méthodes de remaillage local où seules les zones en cours de semi-découpe seraient remaillées.

Le modèle élastoplastique de von Mises donne une bonne approximation de l'écoulement du matériau étudié. Cependant, il ne permet pas de rendre compte de manière fine des observations expérimentales (anisotropie, sensibilité à l'angle de Lode...).

Pour mieux modéliser la plasticité, des investigations complémentaires seraient nécessaires aussi bien en terme d'expérimentation que de modélisation :

- D'un point de vue expérimental, il pourrait être intéressant de compléter les observations par des essais de cisaillement homogènes pouvant être analysés sans faire d'hypothèse sur le modèle de comportement.
- D'un point de vue modélisation, il pourrait être intéressant d'évaluer d'autres critères de plasticité, comme le critère de Hill 1948 en formulation non associée [Mohr 2010], ou le critère de Bron et Besson [Zang 2011].

Le travail d'identification paramétrique met en relief la difficulté de dissocier la plasticité de l'endommagement ductile en se basant sur les seules courbes effort-déplacement. Compléter ces dernières par des champs de déplacement mesurés par corrélation d'images permet de mieux définir le problème d'analyse inverse [Roux 2011]. Il semble cependant nécessaire de modéliser plus finement le comportement élastoplastique, et notamment le critère de plasticité, pour mener à bien le travail d'identification.

L'analyse des essais à faible triaxialité et des essais non monotones développés durant la thèse montre la difficulté de calibrer les critères de rupture pour les trajets de chargement complexes.

On peut penser que l'utilisation de modèles d'endommagement plus physiques permettrait de modéliser l'endommagement et la rupture dans un cadre plus général.

Cependant, certains mécanismes d'endommagement doivent être éclaircis. C'est le cas par exemple de l'influence des prédéformations à faible triaxialité. En effet, en analysant les éprouvettes semi-découpées, on n'observe pas de porosité. Il n'y a donc pas d'endommagement au sens micromécanique. Pourtant les propriétés du matériau sont modifiées, ce qui conduit à une perte de ductilité lorsque le matériau est de nouveau sollicité en triaxialité positive. Se pose la question de l'origine de cette perte de ductilité et notamment de l'influence de la prédéformation sur la germination, la croissance et la coalescence des porosités. Les résultats semblent montrer qu'il y a une accélération de l'endommagement lorsque l'on repasse en triaxialité positive. Cette accélération est due en partie à l'écroutissage du matériau provenant de la phase de pré-déformation. On conçoit bien que le fait de pré-écrouir la matrice d'un matériau favoriserait la phase de germination de porosités lorsque l'on repasse en triaxialité positive. En effet, pour les modèles d'endommagement présentant un seuil de déformation plastique déclenchant la germination (ou démarrage de l'endommagement D concernant le modèle de Lemaitre), ce seuil serait déjà dépassé lors de la phase de compression et donnerait ainsi lieu à une germination immédiate dans la phase de chargement en triaxialité positive.

Pour des matériaux présentant des inclusions dures par rapport à la matrice, il est également envisageable d'avoir des premières germinations de porosités en triaxialité négative, dues essentiellement à la grande hétérogénéité de comportement entre la matrice et les inclusions. L'influence de ce pré-écrouissage sur la phase de croissance est plus discutable du point de vue physique. Si la vitesse d'endommagement serait sans doute altérée dans le modèle de Lemaitre, étant donné le pré-écrouissage important, il n'est pas sûr que le terme de croissance de porosité soit lui altéré pour le modèle de Gurson-Tvergaard-Needleman. Ces différents aspects, non abordés à notre connaissance dans la littérature, pourraient faire l'objet d'études complémentaires intéressantes.

Une analyse plus fine du matériau et de sa microstructure au cours de la déformation avec, par exemple, des essais in-situ en microscopie ou tomographie à rayons X permettrait d'apporter des éléments de réponse quant aux mécanismes physiques de l'endommagement pour de tels chargements complexes. La meilleure compréhension des mécanismes d'endommagement permettra d'étendre le domaine de validité des modèles d'endommagement.

Les futurs modèles s'intégreront parfaitement à la méthodologie proposée ici. Les essais mécaniques développés seront des outils utiles pour l'identification paramétrique et la validation industrielle.

Références bibliographiques

- [An 2009] AN Y.G., VEGTER H., HEIJNE J. Development of simple shear tests for the measurement of work hardening. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, vol. 209, pp. 4248-4254.
- [Bao 2004] BAO Y., WIERZBICKI T. On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2004, vol. 46, pp. 81-98.
- [Bao 2004b] BAO Y., TREILER R., Ductile crack formation on notched Al2024-T351 bars under compression-tension loading. *Material Science and Engineering A*, 2004, vol. 384, pp. 385-394.
- [Bao 2005] BAO Y., WIERZBICKI T. On the cut-off negative triaxiality for fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 2005, vol. 72, pp.1049-1069.
- [Bai 2008] BAI Y. Effect of loading history on necking and fracture. Cambridge : Massachusetts Institute of Technology, 2008, 262 p.
- [Bai 2008b] BAI Y., WIERZBICKI T. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 2008, vol. 24, pp. 1071-1096.
- [Bees 2010] BEESE A., LUO M., LI Y., BAI et al. Partially coupled anisotropic fracture model for aluminum sheets. *Engineering Fracture Mechanics*, 2010, vol. 77, pp. 1128-1152.
- [Bouc 2008] BOUCHARD P.O., BOURGEON L., LACHAPELE H., et al. On the influence of particles distribution and reverse loading on damage mechanisms of ductile steel alloys. *Material Science and Engineering A*, 2008, vol. 496, pp. 223-233.
- [Bouc 2011] BOUCHARD P.O., BOURGEON L., FAYOLLE S., et al. An enhanced Lemaitre model formulation for materials processing damage computation. *International Journal of Material Forming*, 2011, vol. 4, pp. 299-315.
- [Bour 2009] BOURGEON L. Etude et modélisation des mécanismes d'endommagement en forge à froid. Thèse Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009, 216 p.

- [Brid 1952] BRIDGMAN P.W. Studies in large plastic flow and fracture. New-York Toronto London : McGraw-Hill Book Company Inc, 1952, 362 p.
- [Bron 2004] BRON F., BESSON J. A yield function for anisotropic materials. Application to aluminum alloys. International Journal of Plasticity, 2004, vol. 20, pp. 937-963.
- [Bron 2004b] BRON F., BESSON J., PINEAU A. Ductile rupture in thin sheets of two grades of 2024 aluminum alloy. Materials Science and Engineering A, 2004, vol. 380, pp. 356-364.
- [Camp 1981] CAMPBELL J.D., FERGUSON W.G. The temperature and strain-rate dependence of the shear strength of mild steel. Philosophical Magazine, 1970, vol. 21, pp. 63-82.
- [Chan 2010] CHANG M.J., CHOI H.S., LEE S.H., et al. Development of fine blanking process for manufacturing sector tooth with inner deep gear. 13th International Conference on Metal Forming, 2010, Toyohashi, Japan, 2010, 1568 p.
- [Chen 1999] CHEN Z.H., TANG C.Y., LEE T.C., et al. A study of strain localization in the fine-blanking process using the large deformation finite element method. Journal of Material Processing Technology, 1999, vol. 86, pp. 163-167.
- [Chen 2004] CHEN Z.H., TANG C.Y., LEE T.C. An investigation of tearing failure in fine-blanking process using thermo-mechanical method. International Journal of Machine Tools & Manufacture, 2004, vol. 44, pp. 155-165.
- [Chu 1980] CHU C.C., NEEDLEMAN A. Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. Journal of Engineering Materials and Technology, 1980, vol. 102, pp. 249-256
- [Cock 1968] COCKCROFT M.G., LATHAM D.J. Ductility and workability of metals. Journal of the Institute of Metals, 1968, vol. 96.
- [Copp 2011] COPPIETERS S., COOREMAN S., SOL H., et al. Identification of the post-necking hardening behaviour of sheet metal by comparison of the internal and external work in the necking zone. Journal of Materials Processing Technology, 2011, vol. 211, pp. 245-552.
- [Dall 2007] DALLOZ A. Etude de l'endommagement par la découpe des aciers dual phase pour application automobile. Thèse Centre des Matériaux. Paris : Ecole National Supérieur des Mines de Paris, 2007, 193 p.
- [Duna 2011] DUNAND M., MOHR D. On the predictive capabilities of the shear modified Gurson and the modified Mohr-Coulomb fracture models over a wide range of stress triaxiality and Lode angles. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2011, vol. 59, pp. 1374-1394.

-
- [Fayo 2008] FAYOLLE S. Etude de la modélisation de la pose et de la tenue mécanique des assemblages par déformation plastique. Application au rivetage auto-poinçonneur. Thèse Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2008, 214 p.
- [Gao 2010] GAO X., ZHANG T., ZHOU J., et al. On stress-state dependent plasticity modeling: Significance of the hydrostatic stress, the third invariant of stress deviator and the non-associated flow rule. *International Journal of Plasticity*, 2011, vol. 27, pp. 217-231.
- [Guer 2007] GUERDOUX S. Simulation numérique du soudage par frottement-malaxage. Thèse Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole National Supérieur des Mines de Paris, 2007, 224 p.
- [Gurs 1977] GURSON A.L. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I Yield criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1977, vol. 3, pp. 1-15.
- [Hamb 1996] HAMBLI R. Etude expérimentale, numérique et théorique du découpage des tôles en vue de l'optimisation du procédé. Thèse. Angers : ENSAM Angers, 1996.
- [Hamb 2001] HAMBLI R. Comparison between Lemaitre and Gurson damage models in crack growth simulation during blanking process. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2001, vol. 43, pp. 2769-2790.
- [Hamb 2001b] HAMBLI R. Finite element simulation of fine blanking processes using a pressure-dependent damage model. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 116, pp. 252-264.
- [Hart 1981] HARTMANN K.H., KUNZE H.D, MEYER L.W. Metallurgical effects on impact loaded materials. In: MEYER A., MURR E. *Shock waves and high-strain-rate phenomena in metals*. New-York London: Plenum press, 1981, pp. 325-337.
- [Hill 1948] HILL R. *The mathematical theory of plasticity*. Oxford University Press, 1950.
- [John 1968] JOHNSTON R., FOGG B., CHISHOLM A.W.J. An investigation into the fine blanking process. 9th international machine tool design research conference. Pergamon press, 1968, pp. 397-410.
- [John 1985] JOHNSON G.R., COOK W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 1985, vol. 21, pp. 31-48.
- [Kach 1986] KACHANOV L.M. *Introduction to continuum damage mechanics*. Dordrecht Boston Lancaster: Martinus Nijhoff Publishers, 1986, 135p.
-

- [Kara 1993] KARAFILLIS A.P., BOYCE M.C. A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1993, vol. 41, pp. 1859-1886.
- [Knoc 2001] KNOCKAERT R. Etude expérimentale et numérique de la localisation de la déformation lors de la mise en forme de produits minces. Thèse Cemef. Sophia Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2001, 238p.
- [Ku 2010] KU T.W., JUNG J.Y., SONG W.J., et al. Prediction of force-sustaining endurance for micro half-blanking component with thin sheet material. 13th International Conference on Metal Forming, 2010, Toyohashi, Japan, 2010, 1568 p.
- [Lang 1997] LANGE K., BIRZER F., HOFEL P., et al. Cold forming and fineblanking. Lyss: Feintool AG, 1997.
- [Lee 1995] LEE T.C., CHAN L.C., WU B.J. Straining behaviour in blanking process – fine blanking vs conventional blanking. *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 48, pp. 105-111.
- [Lee 1997] LEE T.C., CHAN L.C., ZHENG P.F. Application of the finite-element deformation method in the fine blanking process. *Journal of Materials Processing Technology*, 1997, vol. 63, pp. 744-749.
- [Lema 1985] LEMAITRE J. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 1985, vol. 107, pp. 83-89.
- [Lema 2000] LEMAITRE J., DESMORAT R., SAUZAY M. Anisotropic damage law of evolution. *European Journal of Mechanics – A/Solids*, 2000, vol. 19, pp. 187-208.
- [Li 2011] LI H., FU M.W., LU J., et al. Ductile fracture: experiments and computations. *International Journal of Plasticity*, 2011, vol. 27, pp. 147-180.
- [Luu 2006] LUU T.T. Déchirure ductile des aciers a haute résistance pour gazoducs (X100). Thèse Centre des Matériaux. Paris : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006, 236 p.
- [Mail 1991] MAILLARD A. Etude expérimentale et théorique du découpage. Thèse. Compiègne : Université de Technologie de Compiègne, 1991.
- [Mail 2009] MAILLARD A. Découpage des tôles à la presse. *Technique de l'ingénieur*, 2009, 19p.
- [McCl 1968] MC CLINTOCK F.A. A criterion for ductile fracture by growth of holes. *Journal of Applied Mechanics*, 1968, pp. 363-371.

-
- [Mohr 2007] MOHR D., HENN S. Calibration of stress-triaxiality dependent crack formation criteria: a new hybrid experimental-numerical method. *Experimental Mechanics*, 2007, vol. 47, pp. 805-820.
- [Mohr 2008] MOHR D., OSWALD M. A new experimental technique for multi-axial testing of advanced high strength steel sheets. *Experimental Mechanics*, 2008, vol. 48, pp. 65-77.
- [Mohr 2010] MOHR D., DUNAND M., KIM K.H. Evaluation of associated and non-associated quadratic plasticity models for advanced high strength steel sheets under multi-axial loading. *International Journal of Plasticity*, 2010, vol. 26, pp. 939-956.
- [Mous 2011] MOUSSA C. Caractérisation par analyse inverse du S420. Caligny: Faurecia Siège d'Automobile, 2011.
- [Nahs 2008] NAHSHON K., HUTCHINSON J.W. Modification of the Gurson model for sheat failure. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 2008, vol. 27, pp. 1-17.
- [Rice 1969] RICE J.R., TRACEY D.M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1969, vol. 17, pp. 201-217.
- [Roux 2011] ROUX E. Assemblage mécanique : stratégies d'optimisation des procédés et d'identification des comportements mécaniques des matériaux. Thèse Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2011, 224 p.
- [Sibi 2007] SIBIRIL D. Etude comparative sur la réalisation des flasques d'articulation de sièges automobile et comparaison de différentes nuances matériaux. Mastere Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2007, 30p.
- [Thip 2009] THIPPRAKMAS S. Finite element analysis of v-ring indenter mechanism in fine-blanking process. *Materials and Design*, 2009, vol. 30, pp. 526-531.
- [Taha 2005] TAHAR M. Contribution à l'étude et la simulation du procédé d'hydroformage. Thèse Cemef. Sophia-Antipolis : Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2005, 260p.
- [Tver 1984] TVERGAARD V., NEEDLEMAN A. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica*, 1984, vol. 32, pp. 157-169.
- [Wilk 1980] WILKINS M.L., STREIT R.D., REAUGH J.E. Cumulative-strain-damage model of ductile fracture: simulation and prediction of engineering fracture tests. Livermore: Lawrence Livermore Laboratory, 1980, 65 p.
-

- [Xue 2007] XUE L. Ductile fracture modelling – Theory, experimental investigation and numerical verification. Cambridge : Massachusetts Institute of Technology, 2007, 228 p.
- [Zang 2011] ZANG S.L., THUILLIER S., LE PORT A., et al. Prediction of anisotropy and hardening for metallic sheets in tension, simple shear and biaxial tension. International Journal of Mechanical Sciences, 2011, vol. 53, pp. 338-347.
- [Zhan 1995] ZHANG Z.L. Explicit consistent tangent moduli with a return mapping algorithm for pressure-dependent elastoplasticity models. Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 1995, vol. 121, pp. 29-44.
- [Zhen 2005] ZHENG P.F., CHAN L.C., LEE T.C. Numerical analysis of the sheet metal extrusion process. Finite Elements in Analysis and Design, 2005, vol. 42, pp. 189-207.

Annexes

L'objet des documents annexes est de donner des informations complémentaires concernant les essais mécaniques présentés dans le manuscrit. Ils apportent des renseignements sur : la géométrie des éprouvettes, les moyens d'essais, les moyens de mesure, les traitements éventuels apportés aux mesures et la répétabilité des essais.

Table des Annexes

Annexe A-I : Essais de compression	215
Annexe A-II : Essais de traction	216
Annexe A-III : Essais sur éprouvettes chapeaux.....	219
Annexe A-IV : Essais sur éprouvettes de double cisaillement	223
Annexe A-IV-1 : Essais de double cisaillement	223
Annexe A-IV-2 : Essais de traction sur éprouvettes prédéformées par double cisaillement.....	227
Annexe A-V : Essais sur éprouvettes à double courbure	229
Annexe A-V-1 : Essais sur éprouvettes à double courbure	230
Annexe A-V-2 : Essais sur éprouvettes à double courbure prédéformées	231
Annexe A-VI : Essais sur éprouvettes semi-découpées.....	232
Annexe A-VI-1 : Essais de semi-découpe	232
Annexe A-VI-2 : Essais de poinçonnement sur éprouvettes semi-découpées.....	233
Annexe A-VI-3 : Essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées	235

Annexe A-I : Essais de compression

Les essais de compression sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec® équipée de deux tas plats rectifiés et polis. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes parallélépipédiques sans lubrifiant.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente correspondante, au centre des éprouvettes, est comprise entre $[0,04;0,1]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d *Ecrouissage identifié en traction*).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-I-1. Les dimensions des éprouvettes avant et après écrasement sont reportées dans le tableau A-I-1.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les sections mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 4%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les efforts normalisés par la section initiale des éprouvettes est inférieur à 2%.

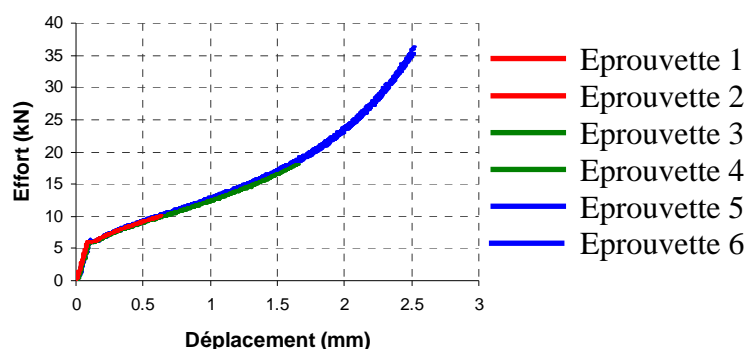


Figure A-I-1 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de compression.

(mm)	e_{L0}	e_{L1}	e_{T10}	e_{T11}	e_{T20}	e_{T21}
<i>Eprouvette 1</i>	3,52	3,84	3,56	3,98	3,53	2,96
<i>Eprouvette 2</i>	3,56	3,87	3,56	3,97	3,53	2,98
<i>Eprouvette 3</i>	3,60	4,77	3,51	4,63	3,53	2,12
<i>Eprouvette 4</i>	3,55	4,77	3,56	5,05	3,54	2,00
<i>Eprouvette 5</i>	3,58	6,31	3,71	6,69	3,53	1,24
<i>Eprouvette 6</i>	3,56	6,24	3,58	6,52	3,52	1,27

Tableau A-I-1 : Longueurs initiales et finales des éprouvettes de compression.

Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées. La partie élastique est négligée. Une correction linéaire est apportée aux courbes de manière à ce que le déplacement corresponde au déplacement réel en fin d'essai. Le déplacement réel en fin d'essai est déterminé en faisant la différence entre la hauteur initiale et la hauteur finale des éprouvettes.

Cette méthode de mesure a été validée par comparaison avec des mesures de déplacement utilisant un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis[®]. Une courbe corrigée est montrée sur la figure A-I-2.

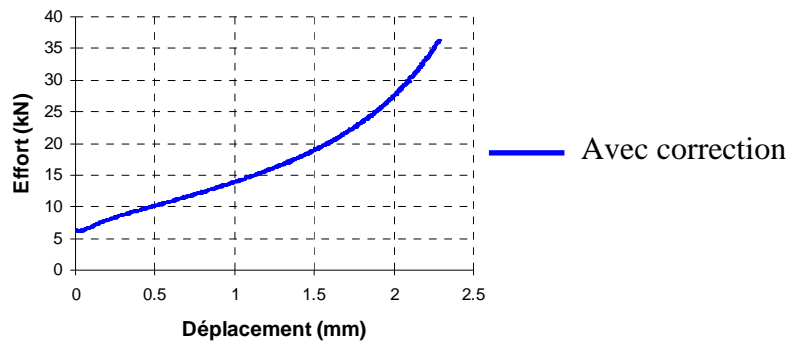


Figure A-I-2 : Courbe effort-déplacement corrigée correspondant à l'essai de compression (Eprouvette 5).

Annexe A-II : Essais de traction

Les essais de traction sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec[®] équipée de mors auto-serrants. Les essais sont réalisés sur des éprouvettes plates (T), plates entaillées (Te5, Te3) et à cisaillement induit (C1), dont les géométries sont illustrées sur les figures A-II-1 et A-II-2. La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,1\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente correspondante, au centre des éprouvettes, est comprise entre $[0,004; 0,15]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d *Ecrouissage identifié en traction*).

L'effort est mesuré avec une cellule d'effort externe de 50kN . Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine ou par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis[®].

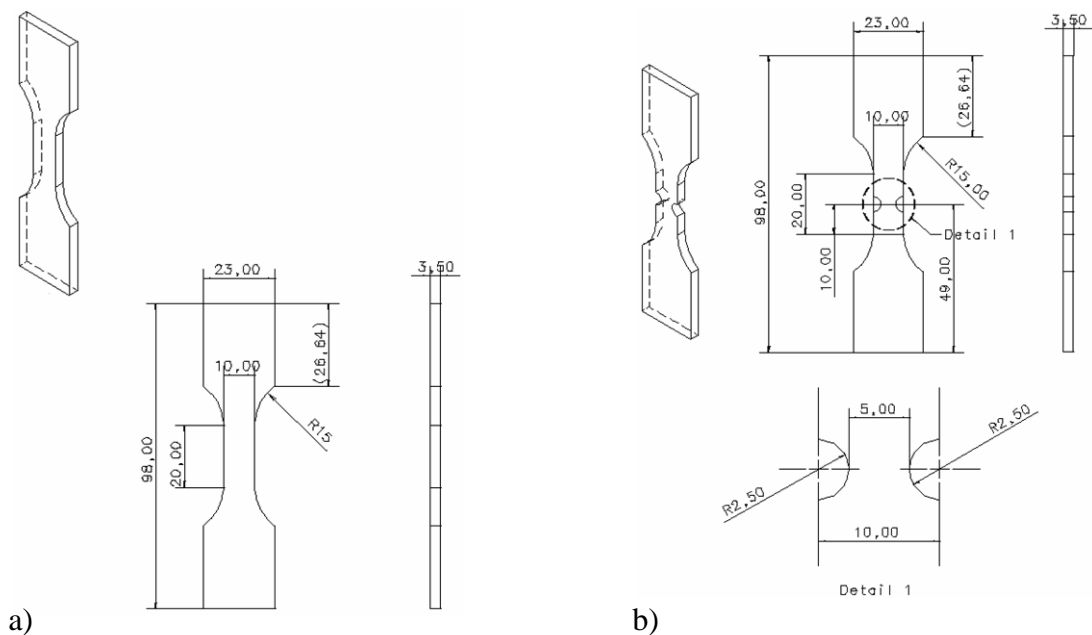


Figure A-II-1 : Géométrie des éprouvettes de traction : a) plates (T) et b) plates entaillées (Te5).

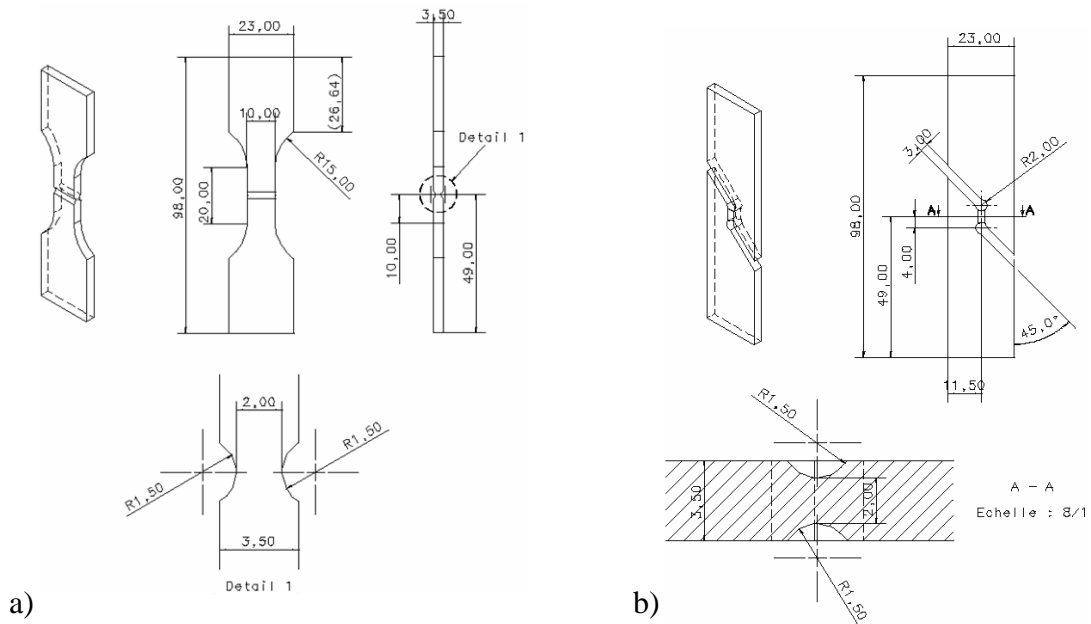


Figure A-II-2 : Géométrie des éprouvettes de traction : a) plates entaillées (Te3) et b) à cisaillement induit (C1).

Des premiers essais ont pour objet de caractériser l'anisotropie plastique. Ces essais sont des essais de traction réalisés avec des éprouvettes plates de traction (T) prélevées avec des angles de $\alpha_l=0^\circ$; $\alpha_l=45^\circ$ et $\alpha_l=90^\circ$ par rapport à la direction de laminage.

Une première série d'essais a pour but de déterminer les limites élastiques et les courbes contrainte-déformation. Ces essais sont menés jusqu'à la rupture. Une deuxième série d'essais a pour but de déterminer les coefficients de Lankford. Les essais sont interrompus de manière à mesurer, au micromètre, la largeur et l'épaisseur des éprouvettes pour pouvoir calculer les coefficients.

Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine de traction. Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées. La partie élastique est négligée. La raideur du montage d'essais est négligée. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur les figures A-II-3 et A-II-4.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les sections mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 2%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 1% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 2%.

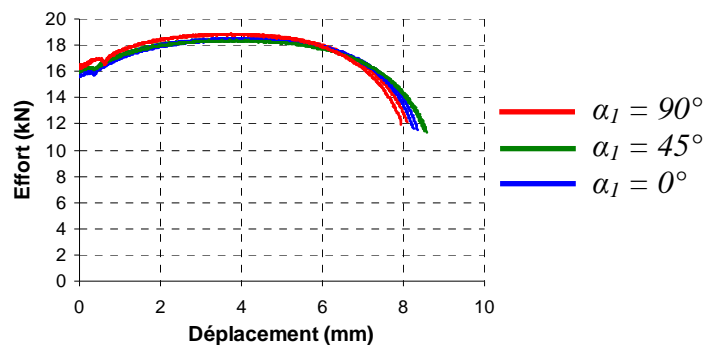


Figure A-II-3 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes plates (T). (Deux essais pour chaque configuration.)

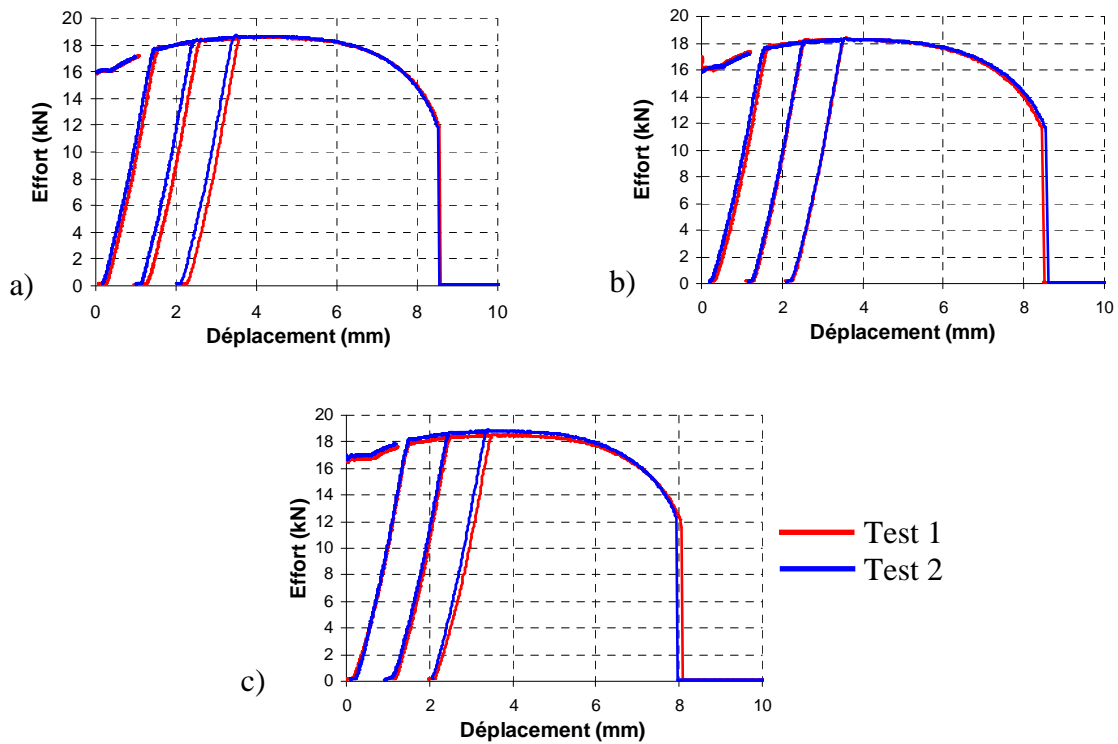


Figure A-II-4 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes plates (T) : a) essais interrompus pour l'angle 0° ; b) essais interrompus pour l'angle 45° et c) essais interrompus pour l'angle 90° . (Deux essais pour chaque configuration.)

Les limites élastiques inférieures Rel et les coefficients de Lankford r déterminés sont reportés dans les tableaux A-II-1 et A-II-2.

Angle α_1 ($^\circ$)	Rel (MPa)		
	Test 1	Test 2	Moy
0	447	457	452
45	463	463	463
90	475	474	475

Tableau A-II-1 : Limites élastiques inférieures.

Angle α_1 ($^\circ$)	ε_{11}	r		
		Test 1	Test 2	Moy
0	0,05	0,70	0,64	0,70
	0,12	0,72	0,69	
	0,16	0,70	0,73	
45	0,05	1,07	1,17	1,13
	0,12	1,07	1,21	
	0,16	1,08	1,16	
90	0,05	0,90	0,90	0,90
	0,12	0,91	0,89	
	0,16	0,91	0,90	

Tableau A-II-2 : Coefficients de Lankford.

Un deuxième ensemble d'essais de traction est réalisé sur les éprouvettes de différentes géométries T0, Te5, Te3 et C1 prélevées dans le sens de laminage. Ces essais sont menés jusqu'à la rupture. Le déplacement est mesuré avec un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis®. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-II-5.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les sections mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 2%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 3% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 7%.

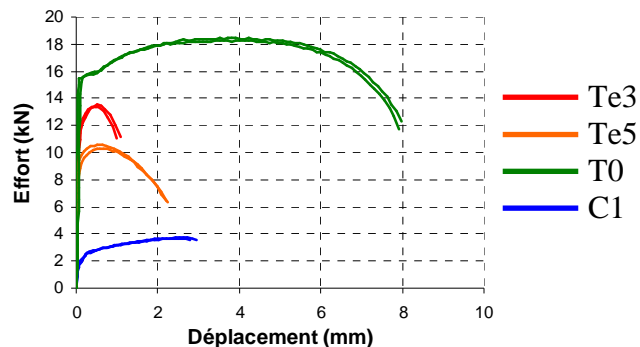


Figure A-II-5 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes plates T0 ; plates entaillées dans la largeur Te5 ; plates entaillées dans l'épaisseur Te3 et à cisaillement induit C1. (Deux essais pour chaque configuration.)

Annexe A-III : Essais sur éprouvettes chapeaux

Les essais sur éprouvettes chapeaux sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec® équipée d'un dispositif spécifique montré sur la figure A-III-1.

La géométrie des éprouvettes est illustrée sur la figure A-III-2.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,1\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour les éprouvettes chapeaux $e=0,5\text{mm}$. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre de la section utile des éprouvettes est comprise entre $[0,05;0,4]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d *Ecrouissage identifié en traction*).

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,01\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ pour les éprouvettes chapeaux $e=1\text{mm}$. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre de la section utile des éprouvettes est comprise entre $[0,02;0,03]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d *Ecrouissage identifié en traction*).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine ou par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Vic®. Le jeu j et l'épaisseur e de chaque éprouvette ont été mesurés avant les essais. Le jeu j est déterminé en faisant la différence entre les diamètres supérieur et inférieur des éprouvettes. L'épaisseur e est déterminée en faisant la différence entre l'épaisseur de la tôle et les profondeurs d'alésage inférieur et de gorge supérieur. Ces grandeurs sont reportées dans les tableaux A-III-1 et A-III-2.

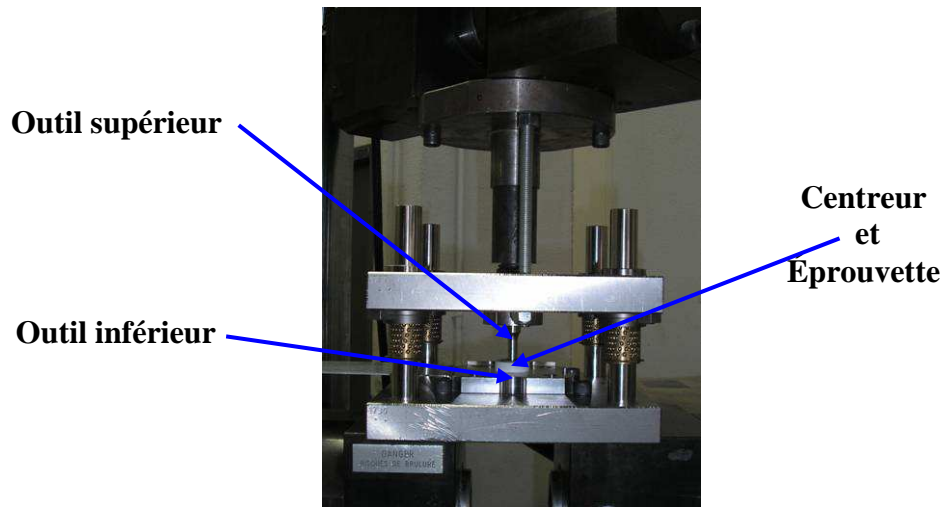


Figure A-III-1 : Dispositif de sollicitation des éprouvettes chapeaux.

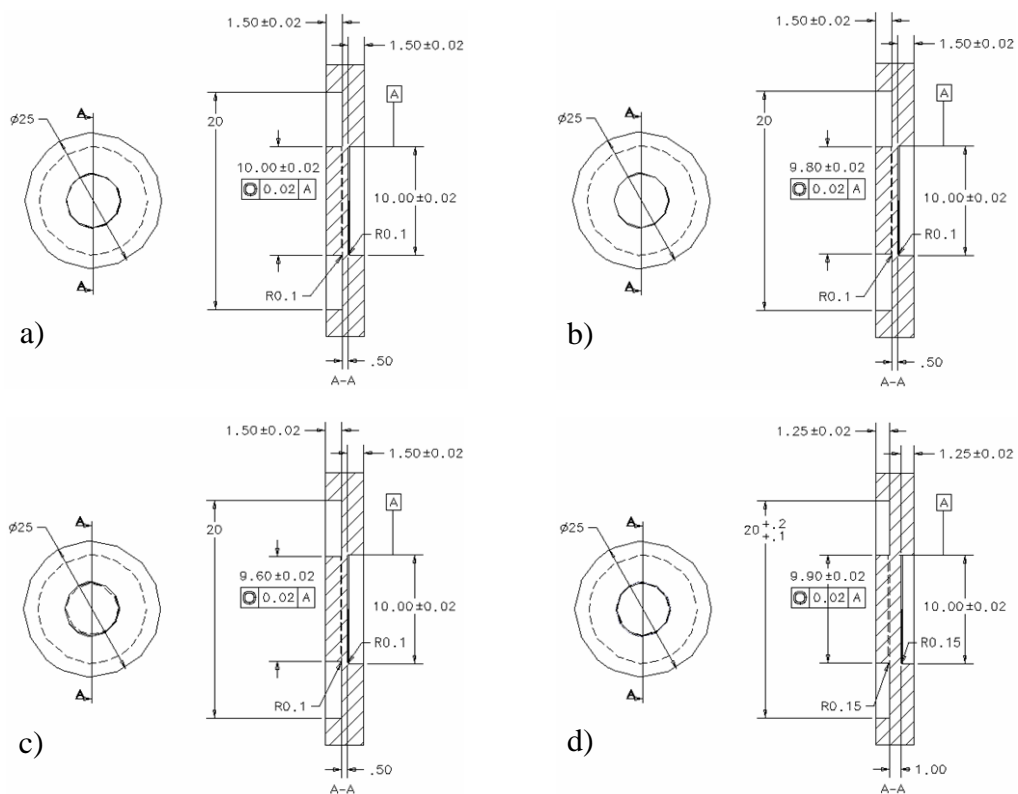


Figure A-III-2 : Epreuves chapeaux : a) $e=0,5\text{mm}$ et $j=0\text{mm}$; b) $e=0,5\text{mm}$ et $j=0,1\text{mm}$; c) $e=0,5\text{mm}$ et $j=0,2\text{mm}$ et d) $e=1\text{mm}$ et $j=0,05\text{mm}$.

<i>jeu j nominal (mm)</i>	<i>Eprouvette</i>	<i>jeu j (mm)</i>	<i>épaisseur e (mm)</i>
<i>j=0,0mm</i>	<i>Test 1</i>	<i>-0,01</i>	<i>0,55</i>
	<i>Test 2</i>	<i>0,00</i>	<i>0,55</i>
	<i>Test 3</i>	<i>0,00</i>	<i>0,57</i>
<i>j=0,1mm</i>	<i>Test 4</i>	<i>0,11</i>	<i>0,55</i>
	<i>Test 5</i>	<i>0,11</i>	<i>0,56</i>
	<i>Test 6</i>	<i>0,11</i>	<i>0,55</i>
	<i>Test 7</i>	<i>0,11</i>	<i>0,56</i>
<i>j=0,2mm</i>	<i>Test 8</i>	<i>0,21</i>	<i>0,59</i>
	<i>Test 9</i>	<i>0,21</i>	<i>0,54</i>
	<i>Test 10</i>	<i>0,2</i>	<i>0,56</i>
	<i>Test 11</i>	<i>0,21</i>	<i>0,55</i>

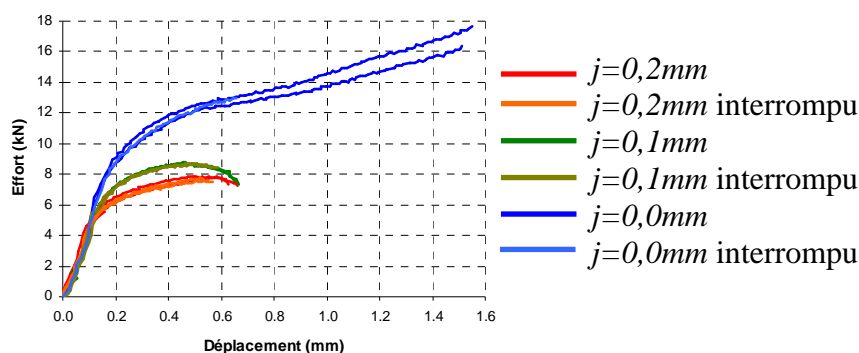
Tableau A-III-1 : Jeu j et épaisseur e mesurés sur les éprouvettes chapeaux (épaisseur nominale $e=0,5mm$).

<i>jeu j nominal (mm)</i>	<i>Eprouvette</i>	<i>jeu j (mm)</i>	<i>épaisseur e (mm)</i>
<i>j=0,05mm</i>	<i>Test 12</i>	<i>0,04</i>	<i>1,06</i>
	<i>Test 13</i>	<i>0,055</i>	<i>1,07</i>
	<i>Test 14</i>	<i>0,06</i>	<i>1,06</i>
	<i>Test 15</i>	<i>0,05</i>	<i>1,06</i>

Tableau A-III-2 : Jeu j et épaisseur e mesurés sur les éprouvettes chapeaux (épaisseur nominale $e=1mm$).

Dans le cas des essais sur éprouvettes chapeaux $e=0,5mm$, les essais sont menés jusqu'à un déplacement limité ou jusqu'à la rupture. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine de traction. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-III-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les jeux mesurés des différentes éprouvettes est limité et inférieur à $0,02mm$. L'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2% pour les jeu $j=0,2mm$ et $j=0,1mm$ et inférieur à 7% pour le jeu $j=0,0mm$. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5%.

Figure A-III-3 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur éprouvettes chapeaux $e=0,5mm$. (Deux essais pour chaque configuration.)

Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées.

Un premier type de correction (a) consiste à négliger la partie élastique. La raideur du montage d'essai est négligée.

Un deuxième type de correction (b) consiste à translater les courbes de manière à ce que le déplacement corresponde au déplacement réel en fin d'essai interrompu. Le déplacement réel en fin d'essai interrompu est déterminé en faisant la différence entre la hauteur initiale et la hauteur finale des éprouvettes. Ces déplacements sont reportés dans le tableau A-III-3. La raideur du montage d'essais est négligée.

Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-III-4.

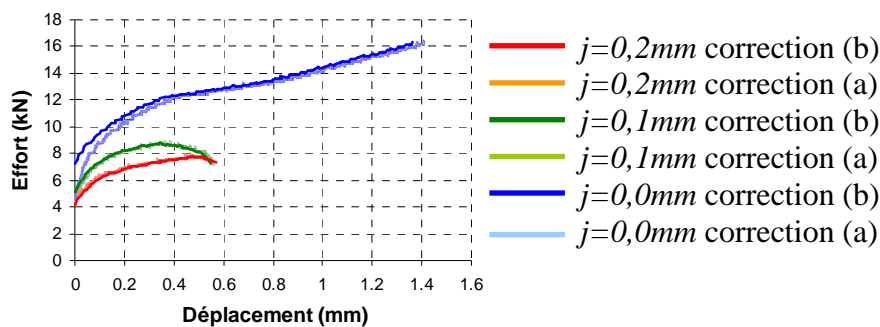


Figure A-III-4 : Courbes effort-déplacement corrigées correspondant aux essais sur éprouvettes chapeaux $e=0,5mm$.

<i>jeu j nominal (mm)</i>	<i>Eprouvette</i>	<i>Déplacement (mm)</i>
$j=0,0mm$	<i>Test 1</i>	<i>1,40</i>
	<i>Test 2</i>	<i>1,39</i>
$j=0,1mm$	<i>Test 6</i>	<i>0,44</i>
	<i>Test 7</i>	<i>0,48</i>
$j=0,2mm$	<i>Test 10</i>	<i>0,44</i>
	<i>Test 11</i>	<i>0,48</i>

Tableau A-III-3 : Déplacement en fin d'essais interrompus.

Dans le cas des essais sur éprouvettes chapeaux $e=1mm$, les essais sont menés jusqu'à un déplacement limité ou jusqu'à la rupture. Le déplacement est mesuré par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Vic[®]. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-III-5.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les jeux mesurés des différentes éprouvettes est limité et inférieur à $0,02mm$. L'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2% pour la configuration A et 5% pour la configuration B. L'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5% (configuration A).

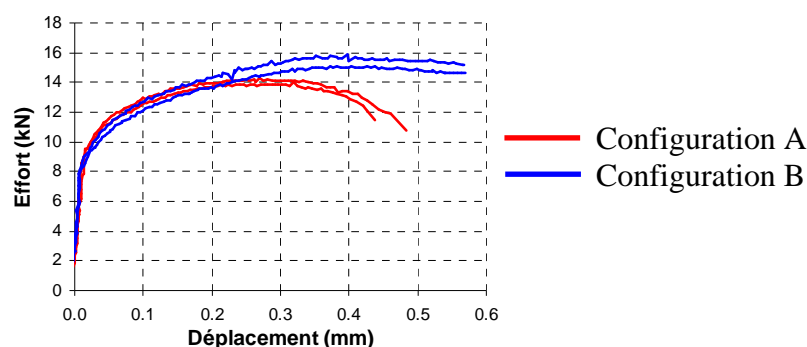


Figure A-III-5 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur éprouvettes chapeaux $e=1mm$.
(Deux essais pour chaque configuration.)

Annexe A-IV : Essais sur éprouvettes de double cisaillement

Annexe A-IV-1 : Essais de double cisaillement

Les essais de double cisaillement sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec équipée d'un dispositif spécifique montré sur la figure A-IV-1. La géométrie des éprouvettes est illustrée sur les figures A-IV-2 et A-IV-3.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,01mm \cdot s^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre des éprouvettes est comprise entre $[0,003;0,005]s^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d *Ecrouissage identifié en traction*).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine ou par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis®.

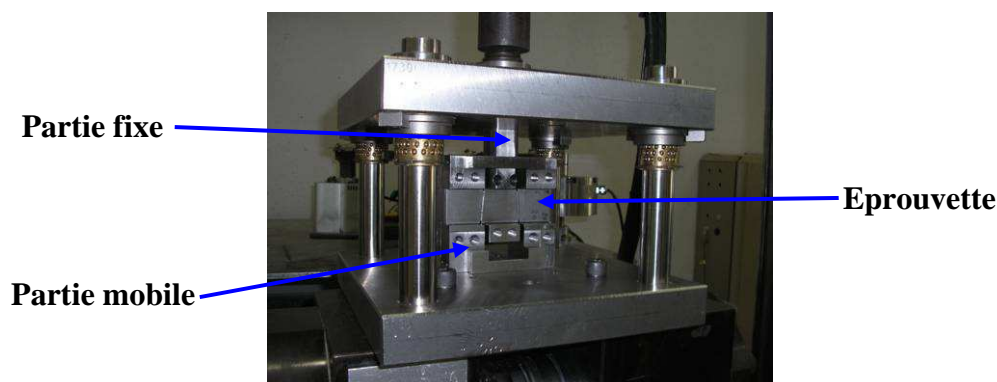


Figure A-IV-1 : Dispositif de double cisaillement (montage ouvert).

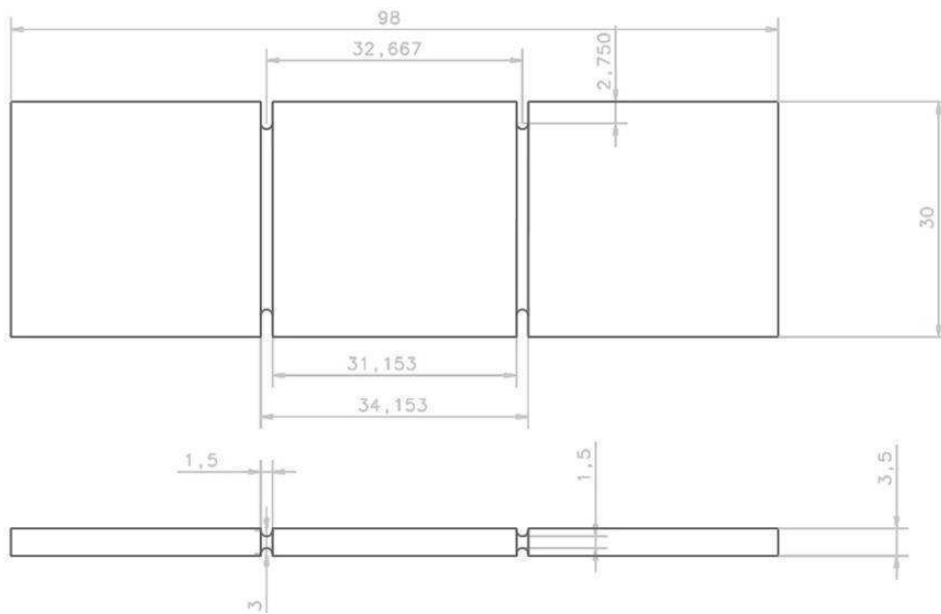


Figure A-IV-2 : Géométrie des éprouvettes de double cisaillement (angle $\alpha_2=0^\circ$).

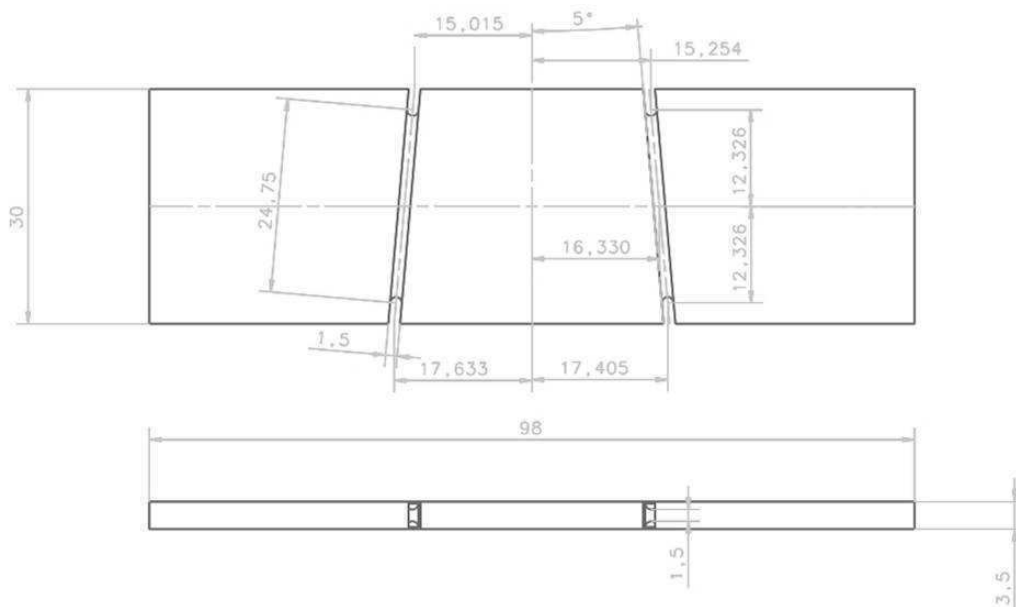


Figure A-IV-3 : Géométrie des éprouvettes de double cisaillement (angles $\alpha_2=-5^\circ$ et $\alpha_2=+5^\circ$).

Après examen à la loupe binoculaire d'une coupe d'éprouvette montrée sur la figure A-IV-4, il est apparu que les entailles montrent des défauts de forme. Ces derniers ont été mesurés et les modèles numériques ont été corrigés.

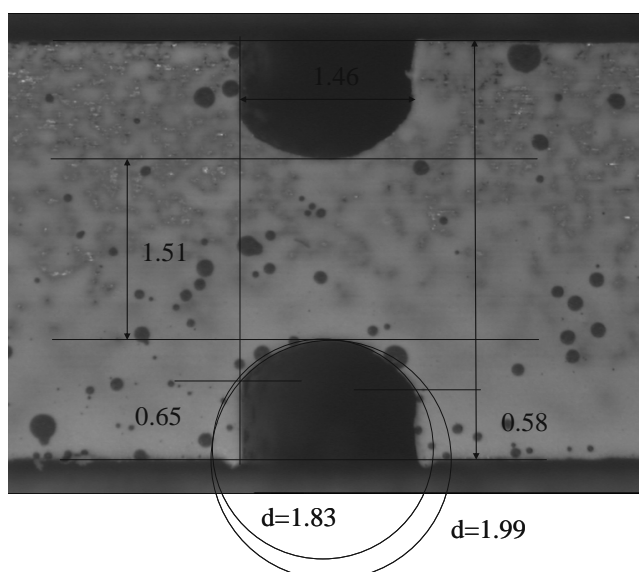


Figure A-IV-4 : Défaut de forme des entailles des éprouvettes de double cisaillement (longueurs en *mm*).

Les essais sont menés jusqu'à un déplacement limité ou jusqu'à la rupture. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine de traction. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-IV-5.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2%. L'amorçage de la rupture des éprouvettes intervient après 1,6mm ; 2,0mm et 1,9mm de déplacement pour les configurations $\alpha_2=5^\circ$; $\alpha_2=0^\circ$ et $\alpha_2=-5^\circ$ respectivement.

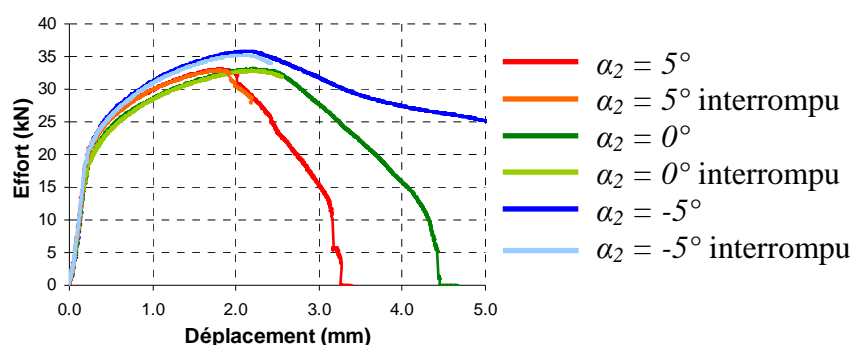


Figure A-IV-5 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur éprouvettes de double cisaillement. (Deux essais pour chaque configuration.)

Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées.

Un premier type de correction consiste à négliger la partie élastique. La raideur du montage d'essais est négligée. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-IV-6 a).

Un deuxième type de correction consiste à utiliser les déplacements mesurés avec un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis®. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-IV-6 b).

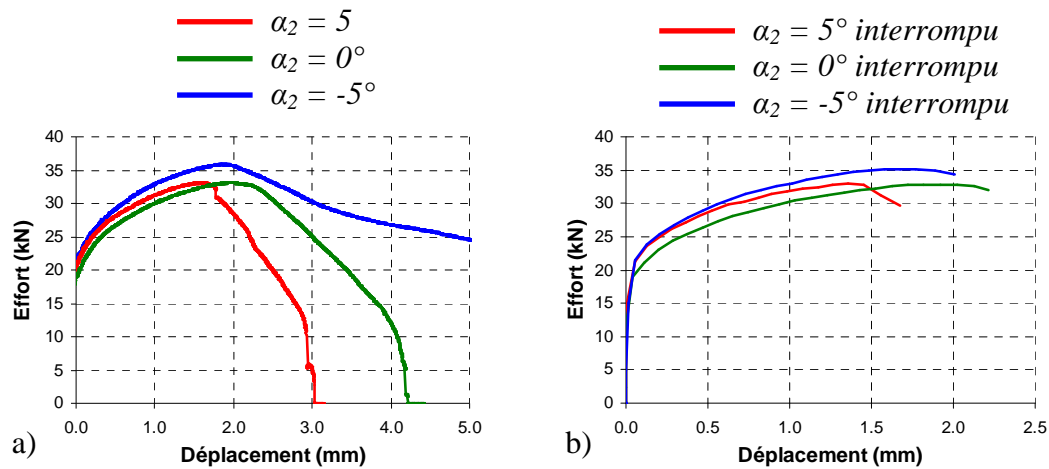


Figure A-IV-6 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais sur éprouvettes de double cisaillement.

- a) Mesure du déplacement corrigé réalisée avec le capteur de déplacement interne à la machine d'essais.
 b) Mesure du déplacement réalisée par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Aramis®.

Dans le cas des essais de double cisaillement, des mouvements complexes dans le plan des éprouvettes sont observés. Ces déplacements ont été mesurés par corrélation d'images. Les déformations sont localisées dans les zones entaillées. Les parties massives ne se déforment pas, comme le montre la figure A-IV-7 a), elles ont des mouvements de corps rigide. Les mesures de déplacement ont permis de calculer le torseur cinématique décrivant le mouvement du bord gauche (S1) par rapport au bord droit (S2) (figure A-IV-7 b)). Ces mesures sont utilisées pour corriger la simulation de ces essais (figure A-IV-7 c)) en appliquant des conditions aux limites en déplacement issues de mesure.

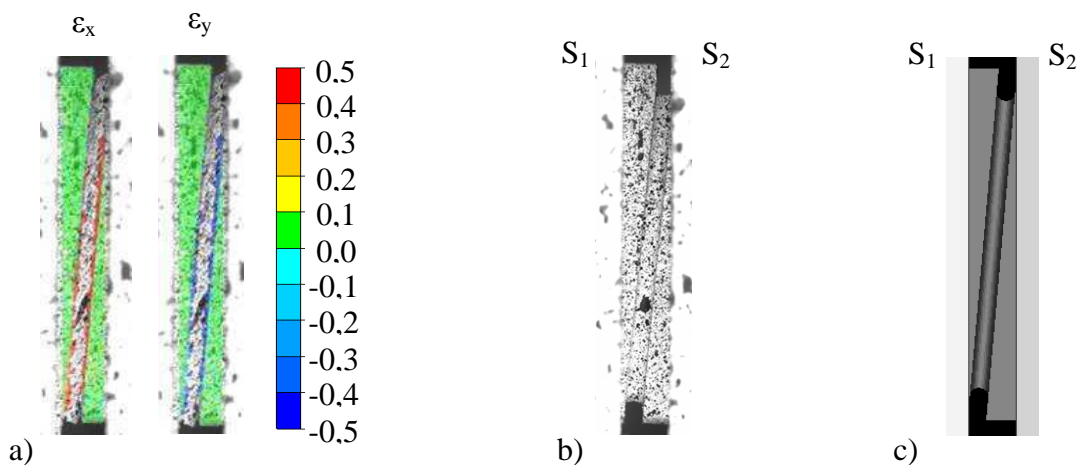


Figure A-IV-7 : a) Champs de déformation au cours des essais de double cisaillement. b) Bord gauche (S1) et droit (S2). c) Modèle de simulation.

Annexe A-IV-2 : Essais de traction sur éprouvettes prédéformées par double cisaillement

Les essais de traction sur éprouvettes prédéformées par double cisaillement sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec[®] équipée de mors auto-serrants.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,01\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre des éprouvettes est comprise entre $[0,02;0,04]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section IV-2-a).

La position et la géométrie des éprouvettes de traction extraites des éprouvettes de cisaillement sont illustrées sur la figure A-IV-8.

L'effort est mesuré avec une cellule d'effort externe de 50kN . Le déplacement est mesuré avec un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Vic[®].

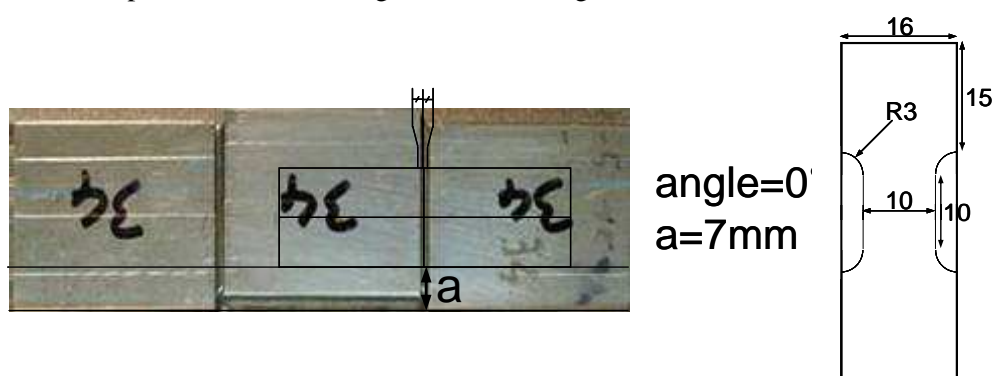


Figure A-IV-8 : Position et géométrie des éprouvettes de traction extraites des éprouvettes de double cisaillement (angle $\alpha_2=0^\circ$).

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de prédéformation (double cisaillement) sont montrées sur la figure A-IV-9.

Pour chaque éprouvette le niveau de prédéformation est déterminé. Avant les essais, une droite perpendiculaire à l'entaille est tracée sur chaque éprouvette. Après les essais, la distance séparant les droites de part et d'autre de l'entaille est mesurée à la loupe binoculaire de manière à connaître le déplacement réel pour chaque éprouvette. Les déplacements obtenus sont reportés dans le tableau A-IV-1. Sont également reportées dans le tableau A-IV-1 les déformations calculées par éléments finis au centre de chaque éprouvette.

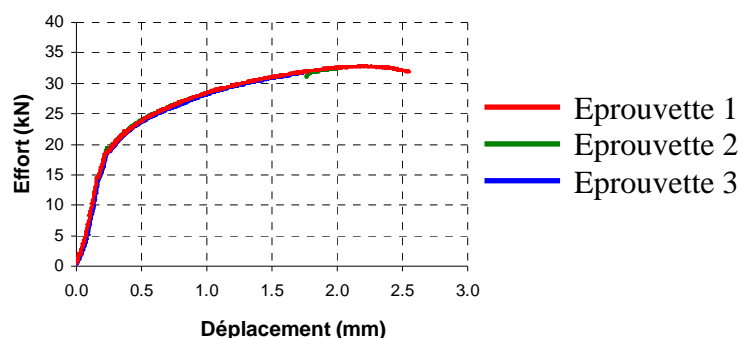


Figure A-IV-9 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de double cisaillement (angle $\alpha_2=0^\circ$).

	Déplacement (mm)	Déformation au centre
Eprouvette 1	1,4	0,6
Eprouvette 2	1,7	0,74
Eprouvette 3	2,1	0,88

Tableau A-IV-1 : Niveaux de prédéformation obtenus par essais de double cisaillement.

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes prédéformées par double cisaillement sont montrées sur la figure A-IV-10. Dans le cas de ces essais sur éprouvettes prédéformées, la répétabilité n'a pas été vérifiée (seul un essai a été réalisé pour chaque configuration). Cependant les trois résultats obtenus pour les éprouvettes 1, 2 et 3 montrent une bonne cohérence, ce qui laisse penser que les résultats sont valides.

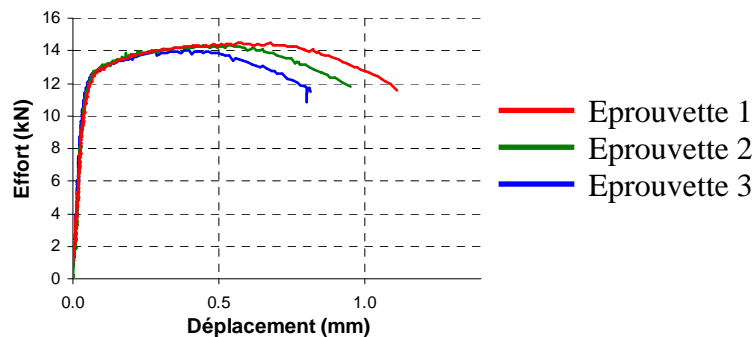


Figure A-IV-10 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes prédéformées par double cisaillement.

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes témoins, obtenues par usinage, sont montrées sur la figure A-IV-11.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 2%. L'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5%.

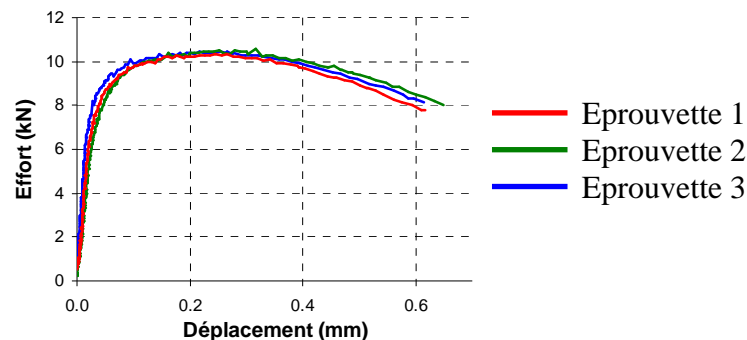


Figure A-IV-11 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sur éprouvettes témoins obtenues par usinage. (Trois essais pour cette configuration.)

Annexe A-V : Essais sur éprouvettes à double courbure

Les essais sur éprouvettes à double courbure ont été réalisés au Crashworthiness and Impact Laboratory du Massachusetts Institute of Technology (MIT). Ces essais sont réalisés sur une machine spéciale Instron[®] munie de deux mors guidés en translation suivant des axes perpendiculaires (figure A-V-1). Le mors inférieur se déplace suivant l'horizontale et le mors supérieur se déplace suivant la verticale.

La géométrie des éprouvettes est illustrée sur la figure A-V-2.

Les vitesses de déplacement des parties mobiles de la machine d'essais sont fixées telles que la vitesse résultante soit égale à $0,01\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente correspondante, au centre des éprouvettes, est comprise entre $[0,004;0,02]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section II-3-d et IV-2-b).

Les efforts sont mesurés avec les cellules d'effort interne à la machine. Les déplacements sont mesurés avec un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Vic[®].

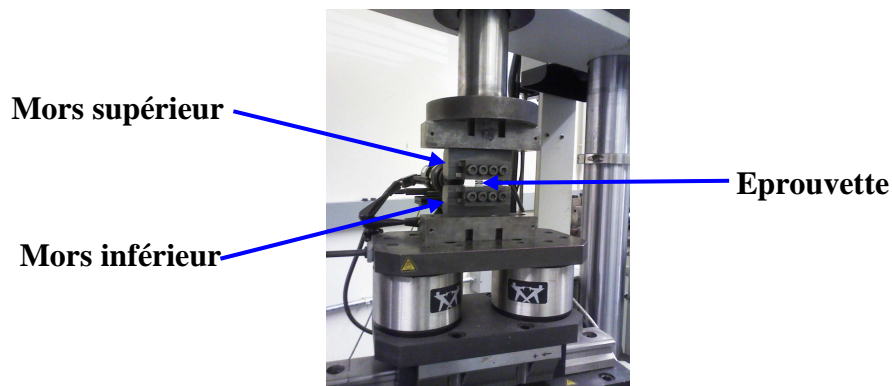


Figure A-V-1 : Machine spéciale Instron[®].

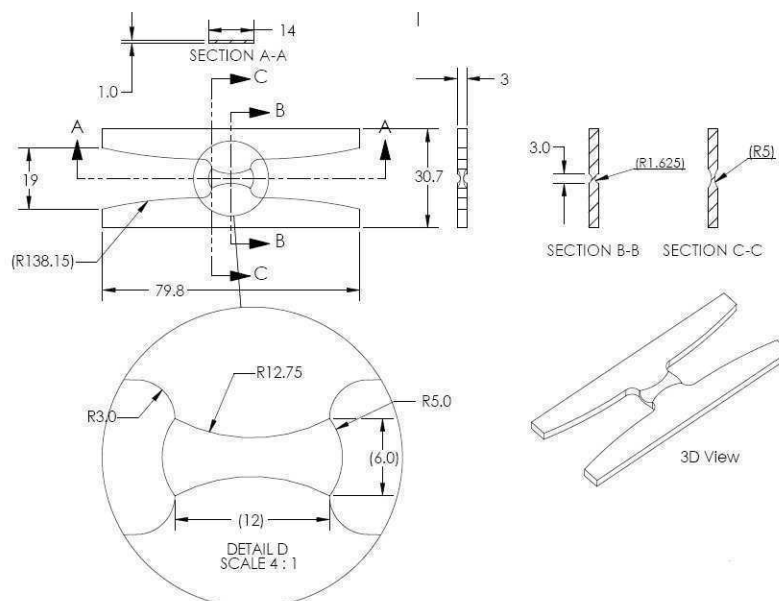


Figure A-V-2 : Géométrie des éprouvettes à double courbure d'après [Bai 2008].

Annexe A-V-1 : Essais sur éprouvettes à double courbure

Les essais sont menés jusqu'à la rupture. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-V-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts horizontaux maximaux est inférieur à 3% et l'écart maximal entre les déplacements horizontaux à la rupture est inférieur à 6%.

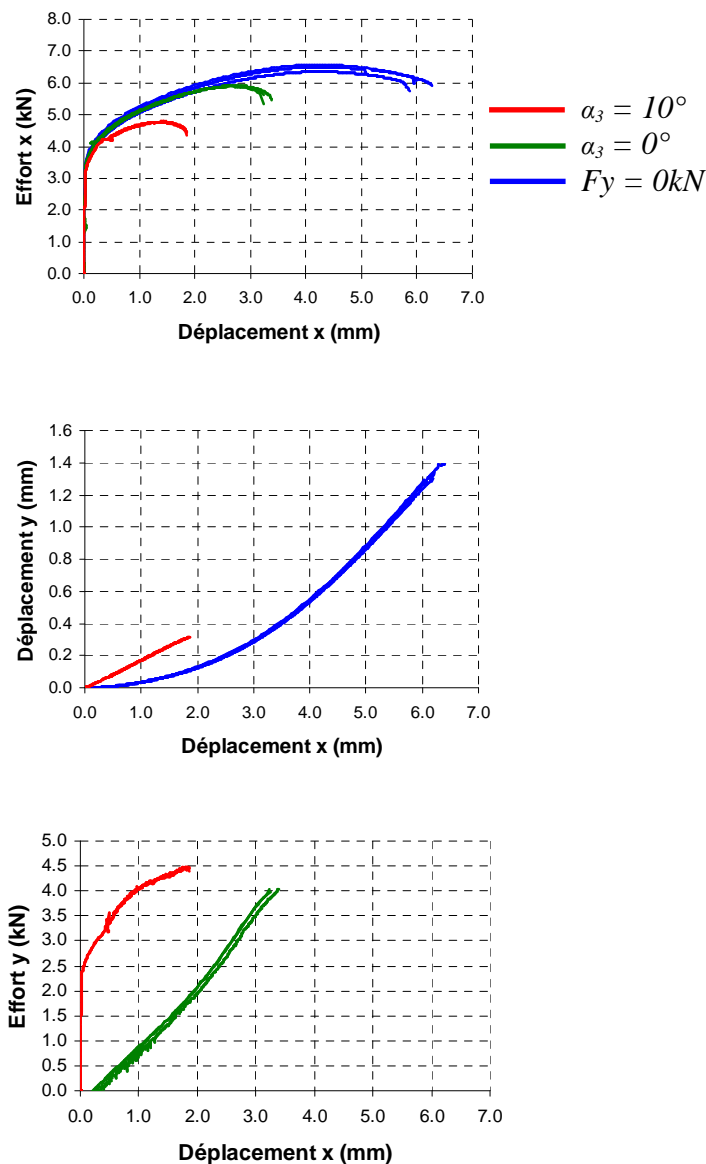


Figure A-V-3 : Eprouvettes à double courbure : a) courbes effort x – déplacement x ; b) déplacement y – déplacement x et c) effort y – déplacement x. (Deux ou trois essais pour chaque configuration.)

Annexe A-V-2 : Essais sur éprouvettes à double courbure prédéformées

Les éprouvettes sont d'abord prédéformées en cisaillement ($F_y=0kN$). Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de prédéformation sont montrées sur la figure A-V-4. Les déplacements obtenus sont reportés dans le tableau A-V-1. Sont également reportées dans le tableau A-V-1 les déformations calculées par éléments finis au centre de chaque éprouvette.

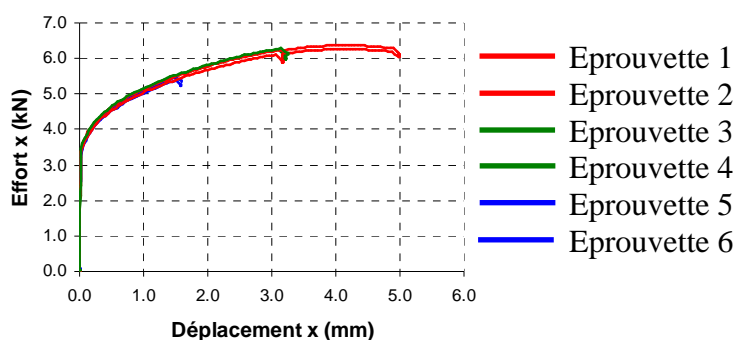


Figure A-V-4: Erouvettes à double courbure : courbes effort-déplacement ($F_y=0kN$).

	Déplacement (mm)	Déformation au centre
Erouvette 1 et 2	5,0	2,73
Erouvette 3 et 4	3,3	1,75
Erouvette 5 et 6	0,83	0,83

Tableau A-V-1 : Niveaux de prédéformation obtenus par essais de cisaillement ($F_y=0kN$) sur éprouvettes à double courbure.

Après déchargement, les éprouvettes sont chargées en traction jusqu'à la rupture ($\alpha_3=90^\circ$). Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de traction sont montrées sur la figure A-V-5. Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 1% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 6% (pour les éprouvettes 3 et 4, le déplacement à la rupture est plus dispersé).

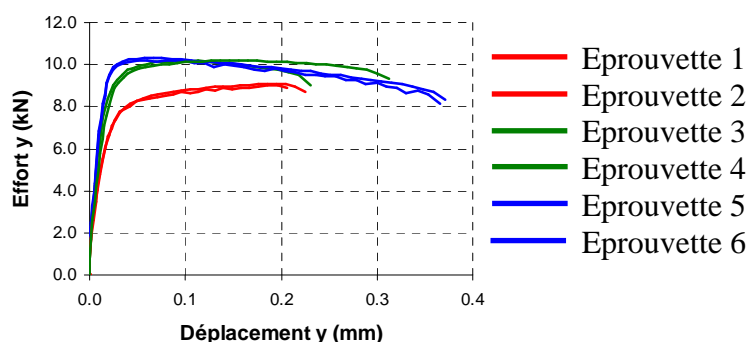


Figure A-V-5 : Erouvettes à double courbure : courbes effort-déplacement ($\alpha_3=90^\circ$). (Deux essais pour chaque configuration.)

Annexe A-VI : Essais sur éprouvettes semi-découpées

Annexe A-VI-1 : Essais de semi-découpe

Les essais de semi-découpe sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec[®] équipée d'un dispositif spécifique.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,1\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente au centre de la section utile des éprouvettes est comprise entre $[0,07;0,5]\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section I-2-b).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine.

Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-VI-1. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. L'écart maximal entre les efforts est inférieur à 2%.

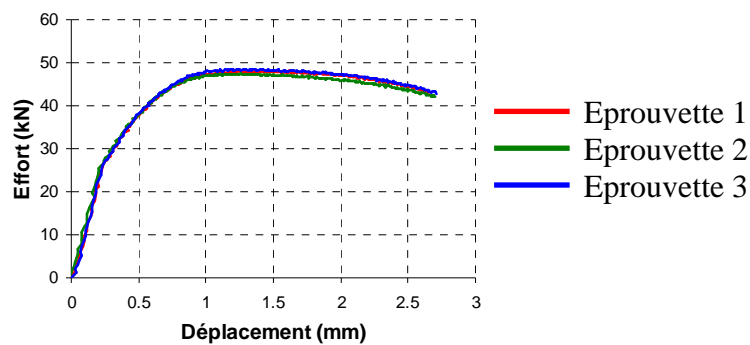


Figure A-VI-1 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de semi-découpe.

Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées. La partie élastique est négligée. Une correction linéaire est apportée aux courbes de manière à ce que le déplacement corresponde au déplacement réel en fin d'essai. Le déplacement réel en fin d'essai est déterminé en mesurant la hauteur de semi-découpe ($h_s=2,5\text{mm}$ correspondant à une course de poinçon de $d=2,4\text{mm}$). Une courbe corrigée est montrée sur la figure A-VI-2.

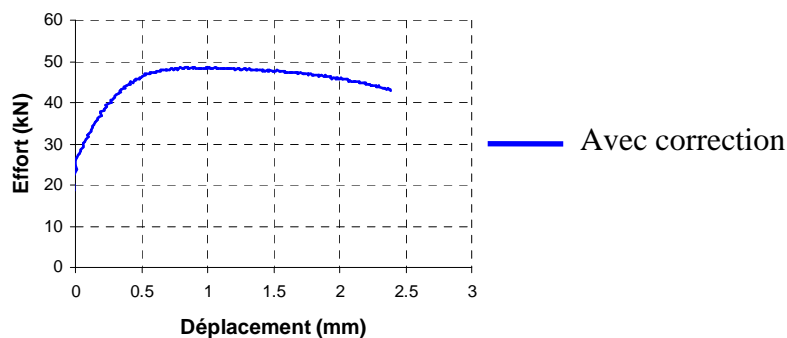


Figure A-VI-2 : Courbe effort-déplacement corrigée correspondant à l'essai de semi-découpe.

Pour s'assurer du centrage du poinçon et de la matrice du montage expérimental, deux éprouvettes semi-découpées sont mesurées à la machine à mesurer tridimensionnelle. Deux sections, l'une sur le cylindre en creux et l'autre sur le cylindre en saillie ont été mesurées dans un même repère. Ces mesures permettent de déterminer les diamètres dp et dm , ainsi que le jeu j . Les valeurs moyennes de dp , dm et j sont données dans le tableau A-VI-1. Le jeu j pour tout le périmètre est tracé sur la figure A-VI-3.

	hs (mm)	dp (mm)	dm (mm)	j (mm)
Eprouvette A	2,26	5,00	4,97	-0,04
Eprouvette B	2,55	5,00	4,97	-0,03

Tableau A-VI-1 : Diamètre moyen dp , diamètre moyen dm et jeu moyen j mesurés.

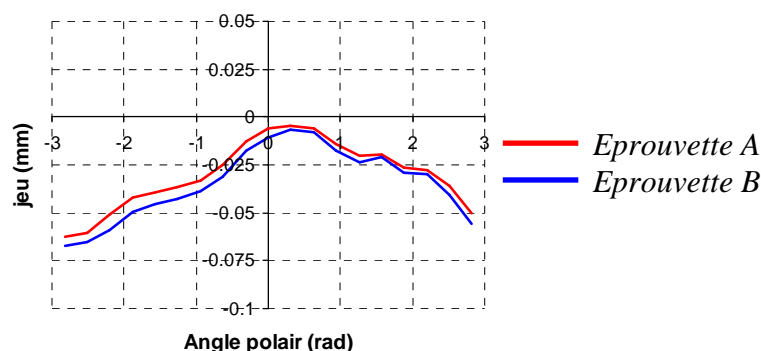


Figure A-VI-3 : Jeu j mesuré.

Annexe A-VI-2 : Essais de poinçonnement sur éprouvettes semi-découpées

Les essais de poinçonnement sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec® équipée d'un dispositif spécifique.

La vitesse de déplacement vertical de la traverse de la machine d'essais est fixée à $0,01 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$. La vitesse de déformation plastique équivalente correspondante, au centre de la section utile des éprouvettes, est comprise entre $[0,01; 0,05] \text{ s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section IV-3-b).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré par un système de mesure par corrélation d'images utilisant le logiciel Vic®. La hauteur de semi-découpe hs de chaque éprouvette a été mesurée avant les essais. Les valeurs mesurées sont reportées dans le tableau A-VI-2.

	<i>hs nominale (mm)</i>	<i>hs mesurée (mm)</i>
<i>Eprouvette 1</i>	1,5	1,46
<i>Eprouvette 2</i>	1,5	1,46
<i>Eprouvette 3</i>	2,5	2,51
<i>Eprouvette 4</i>	2,5	2,53
<i>Eprouvette 5</i>	3,0	2,91
<i>Eprouvette 6</i>	3,0	3,01

Tableau A-VI-2 : Hauteur de semi-découpe h_s mesurée.

Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-VI-3.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 1% et l'écart maximal entre les déplacements à la rupture est inférieur à 5%. (Les résultats sont plus dispersés pour le cas $h_s \sim 3mm$ du fait que les hauteurs de semi-découpe mesurées pour les éprouvettes 5 et 6 sont respectivement de 2,91mm et 3,01mm).

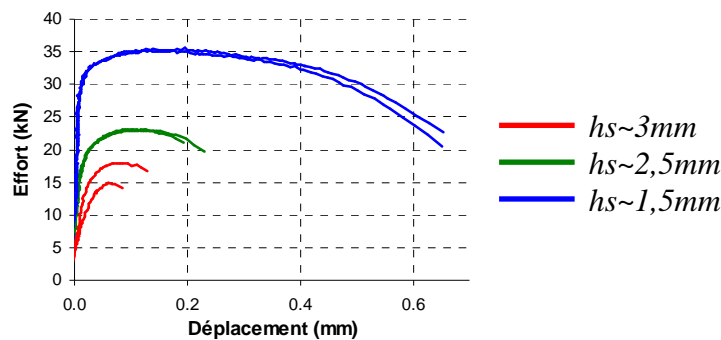
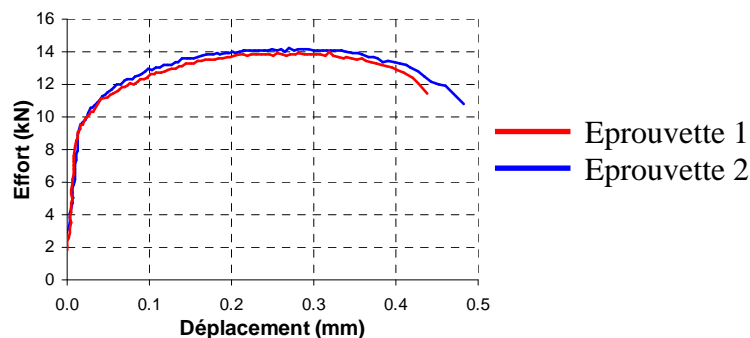


Figure A-VI-3 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de poinçonnement sur éprouvettes prédéformées par semi-découpe. (Deux essais pour chaque configuration.)

Les courbes effort-déplacement correspondant aux essais de poinçonnement sur éprouvettes témoins, obtenues par usinage, sont données à nouveau sur la figure A-VI-4 (issues de la figure A-III-5).

Figure A-VI-4 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais de poinçonnement sur éprouvettes témoins, obtenues par usinage (équivalente à $h_s \sim 2,5mm$). (Issues de la figure A-III-5.)

Annexe A-VI-3 : Essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées

Les essais d'arrachement sont réalisés sur une machine de traction compression Dartec® équipée d'un dispositif spécifique.

La vitesse de déplacement de la partie mobile de la machine d'essais est choisie égale à $0,1\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$.

La vitesse de déformation plastique équivalente correspondante est inférieure à $\dot{\epsilon}_{pl} = 0,3\text{s}^{-1}$ (résultat issu de calcul, voir section VI-3-a).

L'effort est mesuré avec la cellule d'effort interne à la machine. Le déplacement est mesuré avec le capteur de déplacement interne à la machine.

Lors d'une première série d'essais, la hauteur de semi-découpe est fixée à $hs=2,3\text{mm}$, la hauteur d'arrachement est fixée à $ha=\{0,0 ; 0,25 ; 0,5 ; 0,75 ; 1,0\}\text{mm}$. La hauteur de semi-découpe hs de chaque éprouvette a été mesurée, elle est reportée dans le tableau A-VI-3.

Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-VI-5.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les hauteurs de semi-découpe mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 3%.

Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 6%.

	<i>hs nominale (mm)</i>	<i>hs mesurée (mm)</i>
<i>Eprouvette 1</i>	2,3	2,27
<i>Eprouvette 2</i>	2,3	2,27
<i>Eprouvette 3</i>	2,3	2,28
<i>Eprouvette 4</i>	2,3	2,29
<i>Eprouvette 5</i>	2,3	2,3
<i>Eprouvette 6</i>	2,3	2,32
<i>Eprouvette 7</i>	2,3	2,27
<i>Eprouvette 8</i>	2,3	2,3
<i>Eprouvette 9</i>	2,3	2,32
<i>Eprouvette 10</i>	2,3	2,28
<i>Eprouvette 11</i>	2,3	2,27
<i>Eprouvette 12</i>	2,3	2,28
<i>Eprouvette 13</i>	2,3	2,28
<i>Eprouvette 14</i>	2,3	2,27
<i>Eprouvette 15</i>	2,3	2,27

Tableau A-VI-3 : Hauteur de semi-découpe hs mesurée.

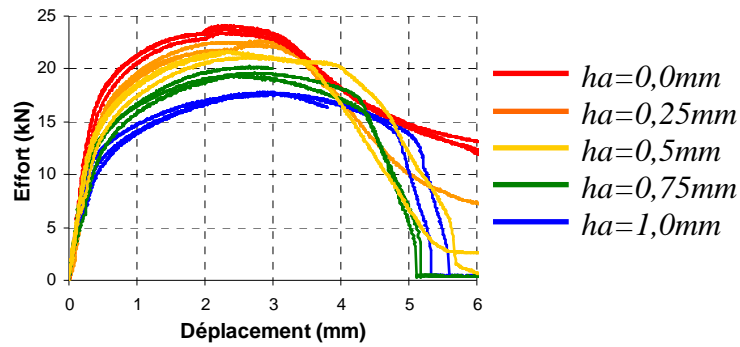


Figure A-VI-5 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=2,3\text{mm}$. (Trois essais pour chaque configuration.)

Lors d'une deuxième série d'essais, la hauteur d'arrachement est fixée à $h_a=0,25\text{mm}$, la hauteur de semi-découpe est fixée à $h_s=\{2,2 ; 2,5 ; 3,0\}\text{mm}$. La hauteur de semi-découpe de chaque éprouvette a été mesurée, elle est reportée dans le tableau A-VI-4.

Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-VI-6 pour $h_s=2,2\text{mm}$, sur la figure A-VI-7 pour $h_s=2,5\text{mm}$ et sur la figure A-VI-8 pour $h_s=3,0\text{mm}$.

Les essais ont été répétés au minimum deux fois pour s'assurer de la répétabilité. L'écart maximal entre les hauteurs de semi-découpe mesurées des différentes éprouvettes est limité et inférieur à 3%. Les courbes effort-déplacement montrent une bonne répétabilité. Pour chaque configuration, l'écart maximal entre les efforts maximaux est inférieur à 4% (pour $h_s=3,0\text{mm}$, les résultats sont plus dispersés avec un écart maximal entre les efforts maximaux inférieur à 6%).

	h_s nominale (mm)	h_s mesurée (mm)
Eprouvette 1	2,2	2,18
Eprouvette 2	2,2	2,17
Eprouvette 3	2,2	2,22
Eprouvette 4	2,5	2,49
Eprouvette 5	2,5	2,53
Eprouvette 6	2,5	2,49
Eprouvette 7	3,0	3,05
Eprouvette 8	3,0	3,06
Eprouvette 9	3,0	3,07
Eprouvette 10	3,0	3,06

Tableau A-VI-4 : Hauteur de semi-découpe h_s mesurée.

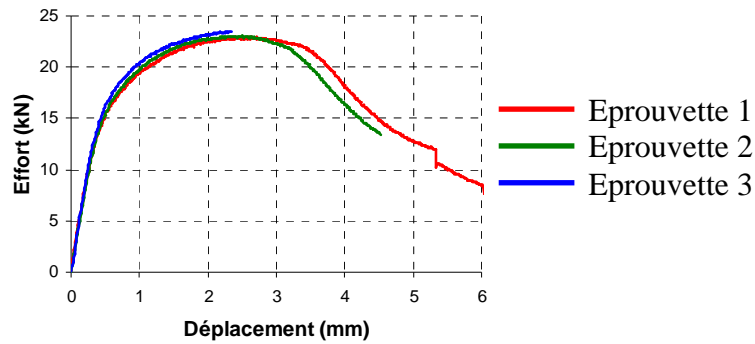


Figure A-VI-6 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=2,2mm$.

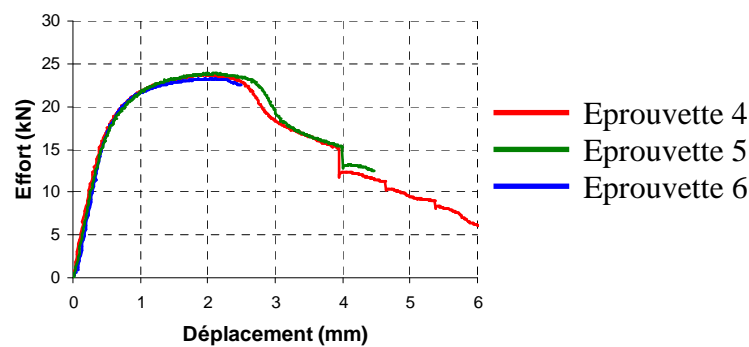


Figure A-VI-7 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=2,5mm$.

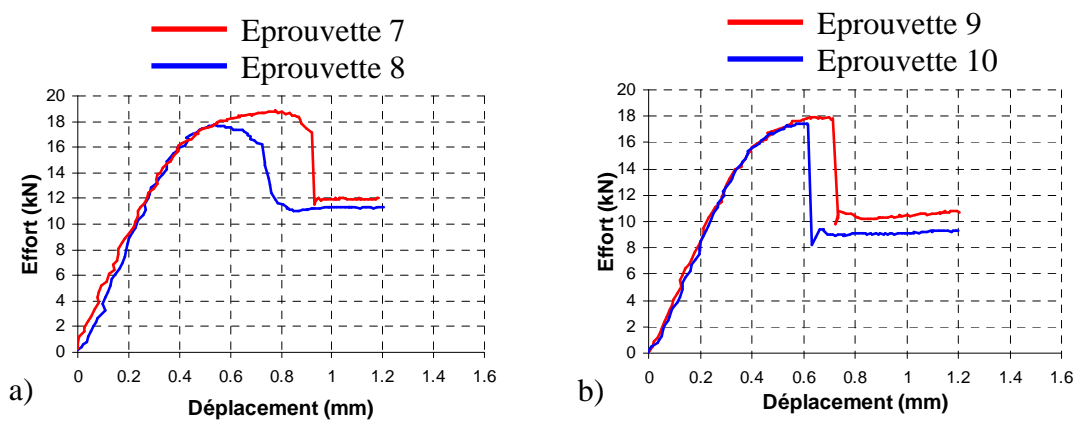


Figure A-VI-8 : Courbes effort-déplacement correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=3,0mm$: a) $r_m=0,15mm$ et b) $r_m=0,05mm$.

Compte tenu des jeux et raideurs existant dans le montage d'essais, les courbes effort-déplacement obtenues doivent être corrigées. Une correction linéaire est apportée aux courbes de manière à ce que le déplacement corresponde au déplacement réel en fin d'essais interrompus.

Le déplacement réel en fin d'essais interrompus a été mesuré à la loupe binoculaire sur les éprouvettes coupées suivant leur plan de symétrie. Ces déplacements sont reportés dans le tableau A-VI-5. Les courbes effort-déplacement obtenues sont montrées sur la figure A-VI-9 pour $h_s=2,2mm$, sur la figure A-VI-10 pour $h_s=2,5mm$ et sur la figure A-VI-11 pour $h_s=3,0mm$.

	Déplacement réel (mm)
Eprouvette 2	4,3
Eprouvette 3	2,0
Eprouvette 5	4,2
Eprouvette 6	2,1

Tableau A-VI-5 : Déplacement en fin d'essais interrompus.

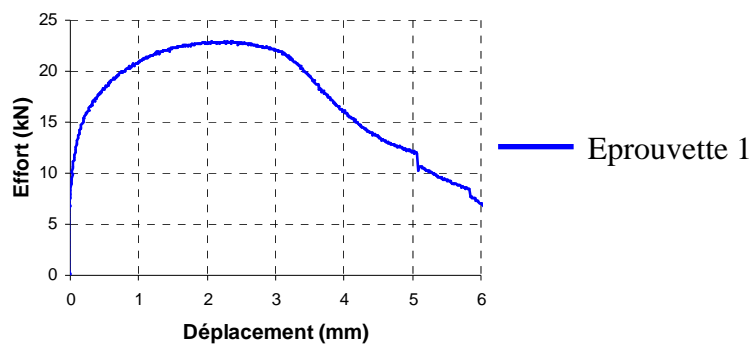


Figure A-VI-9 : Courbe effort-déplacement corrigée correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=2,2mm$.

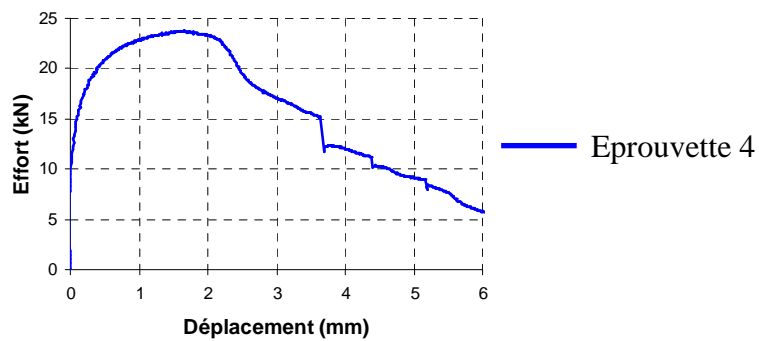


Figure A-VI-10 : Courbe effort-déplacement corrigée correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=2,5mm$.

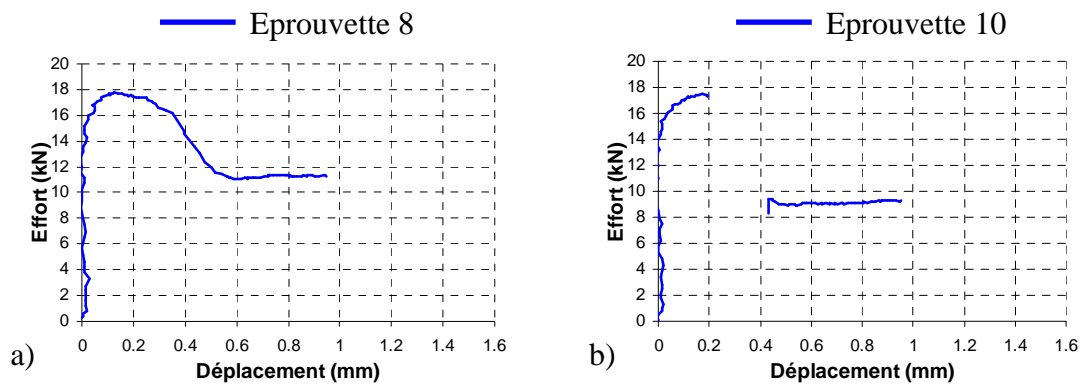


Figure A-VI-11 : Courbe effort-déplacement corrigée correspondant aux essais d'arrachement sur éprouvettes semi-découpées $h_s=3,0mm$: a) $r_m=0,15mm$ et b) $r_m\sim 0,05mm$.

Intégration de la phase de mise en forme dans le dimensionnement de flasques de sièges automobile.

RESUME : L'objet du présent travail est la modélisation, par simulation numérique, de la tenue mécanique de flasques de sièges automobile obtenus par semi-découpe de tôle d'acier à haute limite élastique. Des essais de compression, de traction et de cisaillement sont mis en place pour étudier l'anisotropie plastique, l'écrouissage, l'endommagement et la rupture. Des essais non proportionnels de cisaillement suivi de traction et de semi-découpe suivie de poinçonnement permettent d'investiguer l'effet de prédéformations, à bas taux de triaxialité des contraintes, sur le comportement du matériau à nouveau sollicité à un taux de triaxialité des contraintes plus élevé. Basé sur les travaux de Xue et Wierzbicki, un critère de rupture permettant de rendre compte des observations expérimentales est proposé et comparé à un modèle d'endommagement de Lemaitre. Le critère de rupture proposé est implanté dans deux logiciels de calcul par éléments finis : le logiciel Forge[®] dédié à la simulation de la mise en forme et le logiciel LS-Dyna[®] dédié à la simulation de crash. Dans un premier temps, la mise en forme par semi-découpe est simulée avec Forge[®]. Dans un second temps, les champs de variables d'état sont transportés du maillage résultat obtenu avec Forge[®], vers le maillage d'entrée pour LS-Dyna[®]. Ensuite les calculs de tenue mécanique sont réalisés avec LS-Dyna[®]. Les résultats de calculs de tenue mécanique sont enfin comparés à des résultats expérimentaux. Ces résultats expérimentaux sont des essais de mise en forme par semi-découpe suivis d'essais d'arrachement qui reproduisent, en laboratoire, les sollicitations observées sur les pièces industrielles.

Mots clés : Simulation numérique; essais mécaniques; endommagement ductile; rupture; prédéformation; découpage fin; semi-découpe.

Integration of the forming stage in design of automotive seat flanges

ABSTRACT: The purpose of this work is to model by digital simulation the mechanical strength of automotive seat flanges obtained by half-blanking of high yield strength steel sheets. Compression, tensile and shear tests are done in order to investigate plastic anisotropy, strain hardening, ductile damage and fracture. Non-proportional tests of shear followed by traction and of half-blanking followed by punching allow investigating the effect of predeformations at low stress triaxiality, on the behavior of the material loaded again at higher stress triaxiality. Based on the work of Xue and Wierzbicki, a fracture criterion that allows taking into account the experimental observations is proposed and compared to a Lemaitre damage model. The proposed fracture criterion is implemented in two finite element software programmes: Forge[®], dedicated to forming simulation and LS-Dyna[®], dedicated to crash simulation. In a first step, forming by half-blanking is simulated with Forge[®]. In a second step, state variable fields are mapped from outcome mesh from Forge[®] to input mesh for LS-Dyna[®]. Then mechanical strength computations are performed using LS-Dyna[®]. Finally the mechanical strength computation results are compared to experimental results. These experimental results are forming tests by half-blanking followed by wrenching tests. These tests reproduce in the laboratory loading observed on industrial parts.

Keywords: Digital simulation; mechanical tests; ductile damage; fracture; predeformation; fine-blanking; half-blanking.