



HAL
open science

Comportement et déchirure de matériaux métalliques : développement d'essais expérimentaux pour l'étude de l'influence de la vitesse de déformation et de l'historique de chargement

Vincent Lafilé

► To cite this version:

Vincent Lafilé. Comportement et déchirure de matériaux métalliques : développement d'essais expérimentaux pour l'étude de l'influence de la vitesse de déformation et de l'historique de chargement. Matériaux. Université de Bretagne Sud, 2018. Français. NNT : 2018LORIS501 . tel-02013991

HAL Id: tel-02013991

<https://theses.hal.science/tel-02013991>

Submitted on 11 Feb 2019

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.

THÈSE DE DOCTORAT DE

L'UNIVERSITÉ BRETAGNE SUD
COMUE UNIVERSITÉ BRETAGNE LOIRE

ÉCOLE DOCTORALE N°602
Sciences pour l'Ingénieur
Spécialité : *Génie Mécanique*

Par

Vincent LAFILÉ

Comportement et déchirure de matériaux métalliques : développement d'essais expérimentaux pour l'étude de l'influence de la vitesse de déformation et de l'historique de chargement

Thèse présentée et soutenue à Lorient, le 19/10/2018
Unité de recherche : IRDL, UMR CNRS 6027
Thèse N° : 501

Rapporteurs avant soutenance :

Éric MARKIEWICZ	Professeur	Université Polytechnique Hauts-de-France
Han ZHAO	Professeur	Université Pierre-et-Marie-Curie

Composition du jury :

Président :	Salima BOUVIER	Professeur	Université de Technologie de Compiègne
Examineurs :	Dominique GUINES	M. de Conf.	Institut National des Sciences Appliquées de Rennes
	Éric MARKIEWICZ	Professeur	Université Polytechnique Hauts-de-France
	Han ZHAO	Professeur	Université Pierre-et-Marie-Curie
Dir. de thèse :	Vincent GROLLEAU	Professeur	Université Bretagne Sud
Enc. de thèse :	Laurent MAHÉO	M. de Conf.	Université Bretagne Sud

Invité

Bernard VIVIEN	Ingénieur	Direction Générale de l'Armement
----------------	-----------	----------------------------------

Comportement et déchirure de matériaux
métalliques :
développement d'essais expérimentaux pour l'étude
de l'influence de la vitesse de déformation et de
l'historique de chargement

Travaux présentés par

Vincent LAFILÉ

supervisés par

Vincent GROLLEAU Directeur de thèse

Laurent MAHEO Encadrant de thèse

préparés à

UNIVERSITÉ BRETAGNE SUD

Institut de Recherche Dupuy de Lôme

UMR CNRS 6027

Recherches soutenues financièrement par le Ministère des Armées –
Direction générale de l'Armement ; et par la Région Bretagne.
Research supported by the French Ministry of Armies – Direction
Générale de l'Armement ; and by the Région Bretagne.



Remerciements

Je remercie mon directeur de thèse, Vincent Grolleau, et mon co-encadrant, Laurent Mahéo, de m'avoir permis d'effectuer cette thèse et d'avoir partagé avec moi leur engouement pour la recherche scientifique.

Je tiens également à exprimer mes remerciements à Mme Salima Bouvier pour avoir présidé mon jury de thèse, à MM. Éric Markiewicz et Han Zhao pour avoir accepté d'être les rapporteurs de ce manuscrit, ainsi qu'à MM. Dominique Guines et Bernard Vivien d'avoir répondu présent pour examiner mes travaux.

Je voudrais exprimer toute ma gratitude à Bertrand Galpin, Arnaud Penin et Hervé Bellegou qui ont largement contribué, par leurs idées et leur aide, à la réalisation de ces travaux. Je remercie également Christian Roth pour l'identification des modèles.

Je remercie l'ensemble du personnel de l'Institut de Recherche Dupuy de Lôme et de l'Université de Bretagne Sud que j'ai pu croiser pendant ma thèse, enseignants-chercheurs, techniciens, ingénieurs, doctorants et administratifs. J'ai rencontré des gens accueillants qui travaillent dans la bonne humeur. Je remercie également le collège doctoral qui veille au bon déroulement des thèses.

Un grand merci aussi à ceux qui sont devenus un peu plus que des collègues : Erwan, Adrien, Lydie, Julien, Émilie, Johann, Bertille et Hugo. Grâce à vous, il y a eu beaucoup de rires pendant ces années.

Un immense merci à ma famille, ils ont toujours été présents tout au long de mes études. Un merci tout particulier à ma compagne et mon fils qui m'ont donné du courage jusqu'au bout de cette thèse.

Résumé

La compréhension du comportement des matériaux minces sous différentes sollicitations est un enjeu en matière de sécurité. Les modèles de comportement mécanique et de rupture ont évolué pour prendre en compte l'état de contrainte et la vitesse de déformation qui peuvent avoir une influence majeure sur la réponse du matériau. L'identification de ces modèles passe par la caractérisation expérimentale du matériau. Les essais mécaniques représentent donc toujours une étape indispensable au développement des outils numériques. L'objectif de ces travaux est de contribuer à l'apport de techniques expérimentales de caractérisation des matériaux. L'ensemble des travaux est illustré par l'étude de deux matériaux : un alliage d'aluminium AA-2024-T3 et un acier dual phase DP450. L'effet de la vitesse de déformation sur le comportement en traction équi-biaxiale, ainsi que la déformation à rupture en traction équi-biaxiale et en traction en déformation plane sont étudiés. Pour cela, le dépouillement de l'essai de gonflement hydraulique (*bulge test*) est amélioré et un nouveau dispositif est utilisé pour atteindre des vitesses de déformation de 100 s^{-1} . L'essai de poinçonnement hémisphérique et un nouvel essai de poinçonnement pour la traction en déformation plane sont effectués à des hautes vitesses de déformation. L'effet du trajet de chargement sur la déformation à rupture est également étudié. Une méthode de traction uniaxiale sur éprouvettes de grandes dimensions est développée pour appliquer un premier chargement. Ensuite un second chargement en traction équi-biaxiale ou en traction en déformation plane est appliqué jusqu'à rupture.

Mots clés : matériaux métalliques ; comportement mécanique ; déformation à rupture ; traction en contraintes planes ; trajets de chargement.

Abstract

The understanding of thin materials behavior under various stress state is a current issue for security matters. Constitutive models and failure models evolved to take into account stress state and strain rate effect on material behavior. Experimental characterization of materials is necessary to identify models. Mechanical tests are mandatory for the development of numerical tools. The aim of this thesis is to contribute to the development of experimental techniques of materials characterization. This work is performed on two materials, a AA-2024-T3 aluminum alloy and a DP450 dual phase steel. Strain rate effect on the equi-biaxial tension behavior and the failure, and on the plane strain tension failure is studied. For this purpose, we improved the analysis of bulge test and a new device is proposed to attain strain rates up to 100 s^{-1} . Hemispheric punch test and a new punch test dedicated to plane strain tension are proposed at high strain rates. Effect of loading path on failure strain is also studied. A new device for uniaxial tension on large specimens is used to apply first load, a second loading under equi-biaxial tension or plane strain tension is then applied up to failure.

Keywords: metallic materials ; mechanical behavior ; failure strain ; plane stress tension ; non-proportional loading paths.

Sommaire

Remerciements	i
Résumé	iii
Sommaire	vii
Liste des figures	xiv
Liste des tableaux	xv
Introduction	1
1 Matériaux et modélisation du comportement et de la rupture	3
1.1 Matériaux	5
1.1.1 Acier Dual Phase DP450	5
1.1.2 Alliage d'aluminium AA-2024-T3	6
1.1.3 Géométrie des éprouvettes utilisées pour l'identification des modèles	6
1.2 Modèles de plasticité	7
1.2.1 Plasticité non-associée, Hill-NAFR	7
1.2.2 Yld2000-3d	10
1.2.3 Loi mixte Swift-Voce	12
1.2.4 Validation des modèles de plasticité	14
1.3 Modélisation de la rupture	15
1.3.1 Modèles existants	15
1.3.2 Modèle de rupture Hosford-Coulomb	16
1.3.3 Identification des paramètres du modèle Hosford-Coulomb	17
1.3.4 Discussion sur le modèle de rupture	20
1.4 Conclusion	20
2 Analyse des essais de bulge aux faibles rapports D/t_0	21
2.1 Introduction	23
2.2 Les équations standards	25
2.3 Amélioration du calcul de l'épaisseur au sommet du bulge	26
2.3.1 Prise en compte de la déformation élastique	26

2.3.2	Nouvelle approximation de la déformation de flexion	28
2.3.3	Analyse des résultats	35
2.3.4	Conclusions	39
2.4	Amélioration du calcul de la contrainte au sommet du bulge	41
2.4.1	Observations sur l'évolution du rayon de courbure	41
2.4.2	Analyse du rayon de courbure moyen	45
2.4.3	Résultats sur le calcul de la contrainte	50
2.4.4	Application expérimentale	52
2.5	Conclusion	55
3	Comportement et rupture en expansion équi-biaxiale	57
3.1	Introduction	59
3.2	Courbe de comportement équi-biaxial : l'essai de gonflement hydraulique	60
3.2.1	Vitesses de déformation basses et intermédiaires : utilisation des dispositifs de diamètre réduit sur machine d'essai universelle	60
3.2.2	Hautes vitesses de déformation : adaptation des dispositifs sur barres de Hopkinson	62
3.2.3	Striction lors de l'essai de bulge	67
3.3	Déformation à rupture : l'essai de poinçonnement hémisphérique . . .	68
3.3.1	Description de l'essai	68
3.3.2	Étude numérique du punch	70
3.3.3	Déformation à rupture	72
3.3.4	Poinçonnement à haute vitesse	74
3.4	Conclusion	77
4	Traction à déformation plane	81
4.1	Introduction	83
4.2	Dimensionnement de l'éprouvette Dual Hole	84
4.2.1	Étude numérique	85
4.2.2	Optimisation de la géométrie	86
4.3	Expériences à basse vitesse	92
4.3.1	Essais sur éprouvettes entaillées	94
4.3.2	Essais V-bending	96
4.3.3	Essais sur éprouvette dual hole	100
4.4	Expériences à haute vitesse	104
4.4.1	Adaptation du dispositif dual hole	104
4.4.2	Résultats	105

4.5	Conclusion	108
5	Effets de chargements non-proportionnels	111
5.1	Introduction	113
5.2	Méthodologie d'application des chargements	114
5.3	Premier chargement : traction uniaxiale	115
5.3.1	Description du dispositif et des paramètres d'essai	115
5.3.2	Champ de déformations	115
5.4	Second chargement	117
5.4.1	Traction en déformation plane	117
5.4.2	Expansion équi-biaxiale	118
5.4.3	Mesure des déformations	119
5.5	Résultats et comparaison avec le modèle d'endommagement	120
5.5.1	Modèle d'endommagement	120
5.5.2	Résultats expérimentaux	120
5.6	Conclusion	125
	Conclusions et perspectives	127
	Bibliographie	129

Liste des figures

1.1	Diagramme de résistance/ductilité des aciers [1] et micrographie au MEB d'un acier dual phase: ferrite (α) et martensite (α') [2].	5
1.2	Éprouvettes utilisées dans cette étude : (a) traction uniaxiale - UT, (b) traction entaillée avec $r = 20$ mm - NT20, (c) traction entaillée avec $r = 6$ mm - NT6, (d) traction avec trou central - CH, (e) poinçonnement hémisphérique - PU, (f) flexion par pliage - VB, (g) traction entaille en V - NT1.5, (h) cisaillement - SH.	8
1.3	Courbes de contrainte/déformation des de essais traction uniaxiale à 0° , 45° et 90° et traction équi-biaxiale de l'aluminium 2024-T3 et de l'acier DP450.	13
1.4	Courbes de force/déplacement et de déformation locale/déplacement des essais NT20, NT6 et CH de l'aluminium 2024-T3 (en haut) et de l'acier DP450 (en bas) : comparaison entre résultats expérimentaux et numériques.	14
1.5	(a) Courbe des états de contraintes planes dans l'espace $(\eta, \bar{\theta})$ et (b) modèles Hosford-Coulomb identifiés pour l'aluminium 2024-T3 et l'acier DP450.	19
2.1	Schéma du dispositif de bulge test et données mesurées	23
2.2	Schéma de l'échantillon de bulge avec les différentes grandeurs caractéristiques.	24
2.3	Maillage du modèle de bulge à l'état déformé – sur la géométrie présentée : $D = 50$ mm, $t_0 = 1.2$ mm et $r_{die} = 7$ mm.	29
2.4	Évolution de la déformation de flexion au sommet du bulge : valeurs numériques (FEA) (traits pleins) et évaluation de la norme (traits pointillés).	30
2.5	Effet du module de Young et de la contrainte limite élastique sur la déformation de flexion pour (a) le modèle de Swift et (b) le modèle de Voce ($D/t_0 = 41.7$).	31
2.6	Influence des paramètres de la loi de Swift sur la déformation de flexion : (a) module de plasticité et (b) coefficient d'écrouissage ($D/t_0 = 41.7$).	32
2.7	Influence des paramètres de la loi de Voce sur la déformation de flexion : (a) contrainte de saturation et (b) vitesse de saturation ($D/t_0 = 41.7$).	33
2.8	Déformation de flexion maîtresse pour différents jeux de paramètres $D[mm]$ - $E[GPa]$ - $\sigma_0[MPa]$ - $K[MPa]$ - $n[-]$	34
2.9	Évolution de la déformation de flexion au sommet du bulge : valeurs numériques FEA (traits continus), approximation de la norme (pointillés) et nouvelle approximation (tirets).	35

2.10	Erreur relative entre la valeur FEA et l'approximation de la déformation de flexion pour les différents modèles (a) de Swift et (b) de Voce ($D/t_0 = 41.7$).	37
2.11	Épaisseur normalisée pour deux valeurs de D/t_0 : valeurs FEA (traits continus), approximation de la norme (pointillés) et nouvelle approximation (tirets).	39
2.12	Erreur relative entre la valeur FEA et l'approximation de l'épaisseur pour (a) différentes géométries, (b) modèles de Swift et (c) modèles de Voce ($D/t_0 = 41.7$).	40
2.13	Calcul de la contrainte de bulge à partir des rayons de courbures externe et moyen, comparaison avec la méthode de référence et avec la loi de comportement théorique : (a) vue globale (b) agrandissement. La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75$ GPa, $K = 720$ MPa et $n = 0.16$	43
2.14	Évolution de la courbure de l'échantillon de bulge par Vucetic <i>et al.</i> [3].	44
2.15	Comparaison des rayons de courbures externe, moyen et interne pour une simulation avec $D/t_0 = 41.7$. La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75$ GPa, $K = 720$ MPa et $n = 0.16$	44
2.16	Courbes de la fonction f_ρ pour différents rapports D/t_0 . La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75$ GPa, $K = 720$ MPa et $n = 0.16$	46
2.17	Effet du module de Young et de la contrainte limite élastique sur la fonction f_ρ : avec (a) une loi de Swift et (b) une loi de Voce.	47
2.18	Effet des paramètres plastiques sur la fonction f_ρ : (a) K et n pour la loi de Swift et (b) B et C pour la loi de Voce.	48
2.19	Valeurs de α_n et β_n en fonction de n	48
2.20	Erreur obtenue sur le calcul du rayon de courbure moyen à partir de l'équation proposée.	49
2.21	Approximation de la loi de Voce avec une loi de Swift par intervalle.	50
2.22	Calcul de la contrainte.	51
2.23	Erreur sur le calcul de la contrainte équivalente de bulge à partir de la nouvelle méthode (trait plein) et de la méthode standard (ligne pointillée): (a) pour les modèles avec la loi de Swift et (b) avec la loi de Voce.	52
2.24	Dispositif de gonflement hydraulique.	53
2.25	Courbes de contrainte-déformation des bulges de différents rapports D/t_0 pour l'aluminium AA2024-T3 et pour l'acier DP450.	54
3.1	Évolution de la pression à l'intérieur de la cellule de bulge en fonction de la hauteur au sommet du dôme.	61
3.2	Courbes de comportement pour différentes vitesses de sollicitation (à gauche) et les vitesses de déformation correspondantes (à droite).	62
3.3	Dispositif de bulge sur barres de Hopkinson.	63

3.4	Signaux de pression des essais de bulge dynamiques de diamètre d'ouverture 62mm, avec (en noir) et sans (en bleu) pulse shaper . . .	64
3.5	Signaux de pressions non filtrés et filtrés des bulges dynamiques : AA2024-T3	64
3.6	Signaux de pressions non filtrés et filtrés des bulges dynamiques : DP450	65
3.7	Champ de déformation obtenu en fin d'essai de bulge de diamètre 62 mm sur l'acier DP450	65
3.8	Évolution de la déformation et de la vitesse de déformation en fonction du temps en bulge dynamique de l'aluminium AA-2024-T3	66
3.9	Évolution de la déformation et de la vitesse de déformation en fonction du temps en bulge dynamique de l'acier DP450	66
3.10	Courbes de contrainte-déformation de l'aluminium AA-2024-T3 et de l'acier DP450 en traction équibiaxiale. Résultats des essais de bulge aux barres de Hopkinsons	67
3.11	Courbes de contrainte-déformation de l'aluminium AA-2024-T3 et de l'acier DP450 en traction équi-biaxiale à différentes vitesses de déformation	67
3.12	Évolution des déformations principales pour différents diamètres de bulges (à gauche) et champ de déformation équivalente du diamètre 80mm (à droite) sur le DP450	68
3.13	Dispositif de poinçonnement hémisphérique (a) et schéma de la vue en coupe (b) : ① embase, ② poinçon, ③ plaque porte-échantillon, ④ douille à billes, ⑤ éprouvette, ⑥ couronne de serrage, ⑦ colonnes en acier, ⑧ support des colonnes [4].	69
3.14	Courbes d'efforts des essais de punch : AA-2024-T3 et DP450	70
3.15	Éprouvettes de poinçonnement hémisphérique après essai : AA-2024-T3 et DP450.	70
3.16	Maillage au quart du punch : (i) vue 3d et (ii) vue en coupe.	71
3.17	Évolution des contraintes principales du plan pendant l'essai de punch d'après la simulation dans l'aluminium AA-2024-T3 et l'acier DP450.	72
3.18	Évolution des déformations principales du plan pendant l'essai de punch d'après la simulation dans l'aluminium AA-2024-T3 et l'acier DP450.	72
3.19	Champ de déformation au moment de la rupture dans l'aluminium AA-2024-T3.	73
3.20	Évolution de la déformation effective le long du profil des éprouvette de punch avant la rupture : AA-2024-T3 (noir) et DP450 (bleu).	73
3.21	Tour de chute et poinçon des essais dynamiques.	75
3.22	Courbes d'efforts des essais de punch dynamiques : AA-2024-T3 et DP450.	75
3.23	Champ de déformation lors d'un essai de punch dynamique sur l'acier DP450.	76

3.24	Évolution de la déformation équivalente et de la vitesse de déformation pendant l'essai de punch dynamique.	76
4.1	Schéma de l'essai d'impact avec projectile diédrique (à gauche) et géométrie de l'éprouvette (à droite) : l , longueur du ligament, et d , diamètre de perçage.	85
4.2	Modèle numérique utilisé pour le dimensionnement : (a) vue d'ensemble du quart d'éprouvette, (b) vue de coupe dans le sens de traction et (c) vue de coupe dans le sens du ligament entre les perçages.	86
4.3	Champs de déformation effective, de triaxialité et de paramètre de Lode sur la géométrie d8l10.	88
4.4	Étude géométrique de l'éprouvette Dual Hole : évolution de la déformation plastique équivalente le long du ligament pour différents niveaux de déformation au centre.	89
4.5	Étude géométrique de l'éprouvette Dual Hole : évolution du rapport de la déformation majeure sur la déformation mineure le long du ligament pour différents niveaux de déformation au centre.	90
4.6	Effet de l'épaisseur du matériau (0.5, 0.8, 1.2 et 2.0 mm) sur l'évolution de la déformation plastique équivalente et du rapport des déformations majeures et mineures le long du ligament.	91
4.7	Effet du rayon de courbure de l'arête du poinçon (0.4 et 1.0 mm) sur l'évolution de la déformation plastique équivalente et du rapport des déformations majeures et mineures le long du ligament.	92
4.8	Évolution de la déformation équivalente au centre et sur le bord de la zone utile pour l'éprouvette sans et avec chanfrein.	92
4.9	Éprouvette dual hole	93
4.10	Plan de l'éprouvette NT1.5	94
4.11	Initiation de la rupture sur l'éprouvette en AA2024-T3.	95
4.12	Initiation de la rupture sur l'éprouvette en DP450.	95
4.13	Champ de déformation effective sur la surface (en haut) et à l'intérieur de la zone utile de l'éprouvette NT1.5, acier DP450.	96
4.14	Distribution de la déformation équivalente et de la triaxialité le long de la zone utile sur la surface (trait plein) et sur le plan médian (ligne tirets), les lieux d'apparition des premières fissures sont représentés par les zones grisées.	97
4.15	Dispositif de V-bending et plan de l'éprouvette.	97
4.16	Résultat de simulation du V-bending sur le modèle du AA2024-T3. (a) Distribution de la déformation effective et de la triaxialité sur la surface de l'échantillon, le long de la zone en flexion et (b) évolution de la déformation effective en fonction de la triaxialité.	98
4.17	Éprouvettes de V-bending après essai : (a) l'aluminium 2024-T3 montre de nombreuses fissures et (b) l'acier DP450 ne présente aucune rupture.	99

4.18	Champ de déformation effective sur la surface de l'éprouvette V-bending en AA2024-T3 à l'apparition des premières fissures.	99
4.19	Montage de poinçonnement de l'éprouvette dual hole avec (1) une éprouvette non déformée, (2) le poinçon d'arête de rayon 1 mm, (3) la base de l'amarage de l'échantillon contenant une douille à bille afin de guider le poinçon et (4) la bague de fixation de l'échantillon. . . .	100
4.20	Courbes d'efforts des essais de poinçonnement d'éprouvette dual hole sur l'aluminium AA-2024-T3 et l'acier DP450.	101
4.21	Champs de déformation effective des éprouvettes dual hole du AA-2024-T3 et du DP450 à l'image précédent l'initiation de la rupture. . .	102
4.22	Répartition de la déformation effective et de la triaxialité le long du ligament sur l'éprouvette dual hole au moment de la rupture : AA2024 et DP450. Sur l'axe des abscisses 0 est le milieu du ligament (centre de l'éprouvette) et 1 le bord du chanfrein.	102
4.23	Évolution de la déformation effective en fonction de la triaxialité à l'endroit de l'initiation de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.	103
4.24	Schéma de l'assemblage de l'éprouvette et du poinçon du dispositif en dynamique (à gauche) et photo du dispositif au sein de la tour de chute et poinçon (à droite) : ① éprouvette, ② poinçon, ③ chariot mobile, ④ couronne de fixation, ⑤ cellule d'effort, ⑥ colonnes de guidage et ⑦ caméras hautes vitesses.	105
4.25	Évolution de l'effort en fonction du temps des essais dual hole à haute vitesse : AA-2024-T3 et DP450.	105
4.26	Champ de déformation équivalente des éprouvettes DHPST à haute vitesse au moment de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.	106
4.27	Répartition de la déformation équivalente et du ratio $\varepsilon_{11}/\varepsilon_{22}$ des éprouvettes DHPST à haute vitesse mesurés au moment de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.	106
4.28	Évolution de la déformation équivalente et de la vitesse de déformation sur la zone centrale du ligament des éprouvettes DHPST lors d'essais dynamiques : AA-2024-T3 et DP450.	107
5.1	Méthode d'application des chargements non-proportionnels.	114
5.2	Schéma du dispositif et de l'éprouvette de traction uniaxiale.	116
5.3	Éprouvette de traction après application du 1er chargement et champ de déformation mesuré.	116
5.4	Éprouvettes de traction à déformation plane après rupture et champ de déformation : (à gauche) le V-bending utilisé sur le AA-2024-T3 et (à droite) le poinçonnement sur éprouvette dual hole utilisé sur le DP450.	118
5.5	Éprouvette pré-déformée de traction équi-biaxiale après rupture obtenue par poinçonnement hémisphérique et champ de déformation.	119

- 5.6 Représentation du modèle de rupture Hosford-Coulomb en fonction de la triaxialité (trait plein) et déformations équivalentes à ruptures en fonction de la triaxialité théorique moyenne obtenues lors des essais sous chargements proportionnels (points noirs) et sous chargements non-proportionnels (points bleus). 123
- 5.7 Évolution de l'indicateur d'endommagement lors des essais. 123
- 5.8 Évolution de la valeur de l'indicateur d'endommagement au moment de la rupture pour $m = 1$ (endommagement linéaire) et pour m optimisé (Papasidero *et al.*). 125
- 5.9 Évolution de l'indicateur d'endommagement D_m pendant l'essai, pour l'aluminium AA-2024-T3 (rouge) et l'acier DP450 (bleu). 125

Liste des tableaux

1.1	Propriétés mécaniques et composition chimique du DP450.	5
1.2	Propriétés mécaniques et composition chimique du AA-2024-T3. . . .	6
1.3	Coefficients de Lankford et contraintes limites élastiques identifiés pour l'acier DP450	10
1.4	Paramètres du modèle Hill-NAFR identifiés pour l'acier DP450	10
1.5	Coefficients de Lankford et contraintes limites élastiques identifiés pour l'aluminium AA-2024-T3	12
1.6	Paramètres du modèle Yld2000-3d identifiés pour l'aluminium 2024-T3	12
1.7	Paramètres d'écrouissage identifiés pour l'acier DP450 et l'aluminium 2024-T3.	13
1.8	Coefficients du modèle Hosford-Coulomb identifiés pour l'aluminium 2024-T3 et l'acier DP450	19
2.1	Paramètres des modèles utilisant la loi de Swift	36
2.2	Paramètres des modèles utilisant la loi de Voce	36
3.1	Résumé des essais de bulges à vitesses intermédiaires	60
3.2	Valeurs des déformations équivalentes à rupture mesurées lors des essais de punch sur le AA-2024-T3 et le DP450.	74
3.3	Résumé des résultats obtenus lors de l'inter-corrélation des images d'essai avec différents paramètres de calculs.	77
4.1	Paramètres de la loi POWER_LAW_PLASTICITY	86
4.2	Déformations équivalentes à rupture des éprouvette dual hole mesurées expérimentalement.	103
4.3	Résumé des résultats obtenus lors de l'inter-corrélation des images d'essai avec différents paramètres de calculs.	108
5.1	Résumé des déformations mesurées lors des essais UT+EBT.	122
5.2	Résumé des déformations mesurées lors des essais UT+PST.	122

INTRODUCTION

La réalisation d'essais de mise en forme et de crash de structures en phase de développement dans le secteur des transports et de la défense est une méthode coûteuse qui a largement été remplacée par la simulation numérique lors des dernières décennies. Les modèles utilisés pour décrire le comportement mécanique et la déchirure des matériaux ductiles ont évolué et se sont diversifiés pour s'adapter à la variété des matériaux existants.

Cependant l'étape d'identification des modèles passe toujours par la caractérisation expérimentale du matériau. La compréhension des essais existants et la recherche de nouveaux essais permettant d'identifier de façon pertinente les paramètres des modèles sont donc des activités primordiales pour préparer l'étape de simulation.

Les essais mécaniques et leur analyse ont évolué avec les technologies qui se sont développées. L'utilisation de la corrélation d'images numériques puis de la stéréo-corrélation d'images a permis de prendre en compte bien plus de données que l'utilisation des extensomètres classiques. De même, l'utilisation de méthodes hybrides de caractérisation reliant données expérimentales et simulation numérique est une aide indispensable à l'identification de modèles complexes.

L'objectif des travaux présentés ici, est de contribuer à l'apport en techniques de caractérisation expérimentale sur le comportement en traction équi-biaxiale et sur la rupture en traction en contraintes planes. Plus précisément, ce sont des essais permettant l'analyse de l'effet de la vitesse de sollicitation et de l'historique de chargement qui sont proposés.

Dans le premier chapitre sont regroupés les éléments récurrents de cette étude. La première section présente les matériaux, des métaux ductiles, qui ont été utilisés pour tester les différents essais développés. La seconde partie détaille les modèles utilisés dans les chapitres suivants pour étudier le comportement de ces matériaux. Dans la troisième section, le modèle de rupture de Hosford-Coulomb est présenté. Ces modèles sont identifiés, ici, indépendamment de la vitesse de déformation. Les chapitres suivants permettront de vérifier la nécessité de leur intégrer un terme de sensibilité à la vitesse.

Dans le deuxième chapitre, l'analyse de l'essai de gonflement hydraulique (*bulge test*) est revisitée afin d'étendre son application à des sollicitations dynamiques. La diminution du diamètre d'ouverture du dispositif est une piste prometteuse, mais l'analyse standardisée de cet essai atteint ses limites lorsque le rapport géométrique du diamètre d'ouverture par l'épaisseur initiale de l'échantillon est inférieur à 100. Une nouvelle méthode de dépouillement des résultats est proposée afin de déterminer

le comportement équi-biaxiale lorsque $D/t_0 < 100$.

Dans le troisième chapitre, l'état de contrainte de traction équi-biaxiale est étudié. Dans une première partie, le comportement mécanique est analysé par l'essai de bulge. L'application de la méthode de dépouillement présentée dans le chapitre 2 permet d'obtenir le comportement des matériaux pour des vitesses de déformation de l'ordre de 100 s^{-1} . Dans une seconde partie, la déformation à rupture en traction équi-biaxiale est recherchée à l'aide d'un essai de poinçonnement hémisphérique. Cet essai est réalisé en condition dynamique à l'aide d'une tour de chute.

Le quatrième chapitre de cette thèse présente un nouvel essai de rupture en traction en déformations planes. Cet essai est un intermédiaire entre la flexion stretch bending et l'essai Nakazima. Une éprouvette pourvue de deux perçages est poinçonnée à l'aide de l'arête d'un dièdre. Les résultats de cet essai sont comparés à des essais issus de la littérature en condition quasi-statique. Il est ensuite réalisé en condition dynamique.

Dans le dernier chapitre, l'effet de trajets de chargements non-linéaires sur la déformation à rupture est étudié. Pour cela, un essai de traction uniaxiale (UT) sur éprouvette de grandes dimensions est développé afin d'appliquer le premier chargement. Des éprouvettes de traction en déformation plane (PST) et de traction équi-biaxiale (EBT) sont prélevées dans la matière pré-déformée pour appliquer le deuxième chargement jusqu'à la rupture. L'objectif est, d'une part, d'analyser l'hypothèse d'égalité des déformations à rupture entre UT et EBT du modèle de Hosford-Coulomb, et, d'autre part, d'apporter des éléments quant à la forme de la loi de cumul d'endommagement.

1

Materiaux et modélisation du comportement et de la rupture

Contents

1.1	Materiaux	5
1.1.1	Acier Dual Phase DP450	5
1.1.2	Alliage d'aluminium AA-2024-T3	6
1.1.3	Géométrie des éprouvettes utilisées pour l'identification des modèles	6
1.2	Modèles de plasticité	7
1.2.1	Plasticité non-associée, Hill-NAFR	7
1.2.2	Yld2000-3d	10
1.2.3	Loi mixte Swift-Voce	12
1.2.4	Validation des modèles de plasticité	14
1.3	Modélisation de la rupture	15
1.3.1	Modèles existants	15
1.3.2	Modèle de rupture Hosford-Coulomb	16
1.3.3	Identification des paramètres du modèle Hosford-Coulomb	17
1.3.4	Discussion sur le modèle de rupture	20
1.4	Conclusion	20

Dans ce chapitre, les éléments récurrents des chapitres suivants sont exposés. La première section présente les matériaux utilisés. Ensuite, la seconde section détaille les modèles de plasticité utilisés pour décrire le comportement des matériaux dans les simulations. Enfin, la troisième section présente le modèle de rupture utilisé.

1.1 Matériaux

1.1.1 Acier Dual Phase DP450

Les aciers dual phase sont couramment utilisés dans le secteur automobile, ils possèdent une bonne aptitude à l'emboutissage pour des pièces nécessitant une résistance élevée (figure 1.1). La microstructure de ces aciers est constituée d'îlots de martensite dans une matrice de ferrite.

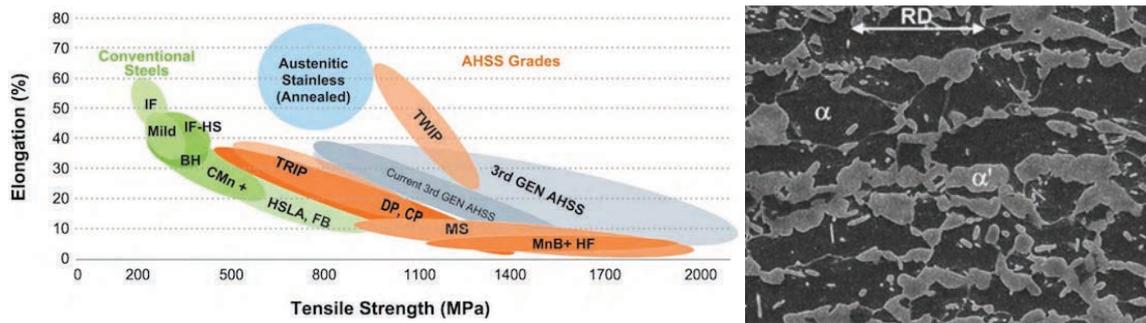


Figure 1.1 – Diagramme de résistance/ductilité des aciers [1] et micrographie au MEB d'un acier dual phase: ferrite (α) et martensite (α') [2].

L'acier dual phase étudié est un DP450. Les données mécaniques et chimiques du fabricant sur cet acier sont répertoriées tableau 1.1. Son épaisseur est de 0.81 mm.

Table 1.1 – Propriétés mécaniques et composition chimique du DP450.

	E [GPa]	ρ [kg·m ⁻³]	R _e [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
DP450	210	7800	280-340	450-530	≥ 27
	C _{Max} [%]	Mn _{Max} [%]	Si _{Max} [%]		
DP450	0.08	1.6	0.40		

1.1.2 Alliage d'aluminium AA-2024-T3

Les alliages d'aluminium sont largement utilisés pour les gains de masse qu'ils permettent. Ils sont donc très répandus dans le secteur des transports. La série 2xxx est la famille des alliages d'aluminium au cuivre, le cuivre permet la précipitation de phases durcissantes. Le AA-2024-T3 possède en plus du magnésium qui accroît encore les propriétés mécaniques du matériau. Les propriétés mécaniques et la composition chimique données par le fournisseur sont répertoriées dans le tableau 1.2. Le traitement T3 correspond à une mise en solution, puis une trempe, un écrouissage et enfin une maturation. L'épaisseur des tôles étudiées est de 1.2 mm.

Table 1.2 – Propriétés mécaniques et composition chimique du AA-2024-T3.

	E [GPa]	ρ [kg·m ⁻³]	R _{p0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	
AA-2024-T3	71.6	2780	340-370	460-480	16-20	
	Si [%]	Fe [%]	Cu [%]	Mn [%]	Mg [%]	Other, each [%]
AA-2024-T3	0.07	0.11	4.3	0.48	1.5	< 0.05

1.1.3 Géométrie des éprouvettes utilisées pour l'identification des modèles

Les éprouvettes utilisées pour l'identification des modèles de plasticité et de rupture des deux matériaux sont présentées sur la figure 1.2. Les éprouvettes de traction uniaxiale (UT) sont testées à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de laminage. Elles permettent d'obtenir les contraintes limites élastiques σ_0 , σ_{45} et σ_{90} . Lors de l'analyse par inter-corrélation d'images des éprouvettes UT, deux extensomètres virtuels, dont les extrémités sont représentés par les points bleus sur la figure, sont utilisés pour mesurer les déformations principales ε_1 et ε_2 afin d'obtenir les coefficients de Lankford, r_α , dans les 3 directions. Pour cela on utilise la conservation du volume en négligeant l'influence de la déformation élastique sur le calcul de r_α :

$$r_\alpha = \frac{\varepsilon_{2,\alpha}}{\varepsilon_{3,\alpha}} = -\frac{\varepsilon_{2,\alpha}}{\varepsilon_{1,\alpha} + \varepsilon_{2,\alpha}} \quad (1.1)$$

L'essai de bulge (BT - voir chapitres 2 et 3) permet d'obtenir le contrainte limite élastique en chargement équi-biaxial ainsi que le modèle d'écrouissage jusqu'aux grandes déformations.

Les éprouvettes de traction entaillées NT20 et NT6 ainsi que l'éprouvette CH permettent de vérifier les performances du modèle de plasticité. Un extensomètre virtuel de longueur 30 mm (en bleu) permet de synchroniser le déplacement expérimental avec le déplacement de la simulation numérique. L'effort et la déformation locale, obtenue par un extensomètre de longueur 1 mm (en rouge) centré sur la zone utile, sont ensuite comparés.

Le modèle de rupture est calibré à partir des essais de poinçonnement hémisphérique (PU - voir chapitre 3), de cisaillement (SH) de flexion par pliage (VB - voir chapitre 4) pour l'aluminium et de traction avec entaille en V (NT1.5 - voir chapitre 4) pour le DP450.

1.2 Modèles de plasticité

1.2.1 Plasticité non-associée, Hill-NAFR

Le modèle de plasticité utilisé pour l'acier DP450 est celui présenté par Roth and Mohr [5] qui est une extension du modèle quadratique de plasticité non-associée indépendant de la vitesse de Mohr *et al* [6]. Ce modèle a été introduit par Stoughton [7], dont il montre l'unicité de l'état de contrainte et de déformation, ainsi que la stabilité de l'écoulement plastique.

La surface seuil est décrite par la fonction :

$$f[\boldsymbol{\sigma}, k] = \bar{\sigma} - k = 0 \quad (1.2)$$

où k est la résistance à la déformation, $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente telle que :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{(\mathbf{P}\boldsymbol{\sigma}) \cdot \boldsymbol{\sigma}} \quad (1.3)$$

et $\boldsymbol{\sigma}$ est le vecteur des contraintes de Cauchy dans le repère du matériau :

$$\boldsymbol{\sigma} = [\sigma_0 \quad \sigma_{90} \quad \sigma_n \quad \tau \quad \tau_{0n} \quad \tau_{90n}]^T \quad (1.4)$$

avec σ_0 , σ_{90} et σ_n les contraintes vraies dans la direction de laminage, la direction transverse et dans l'épaisseur et τ , τ_{0n} et τ_{90n} les contraintes de cisaillement correspondantes. \mathbf{P} est une matrice symétrique définie positive définie à l'aide des

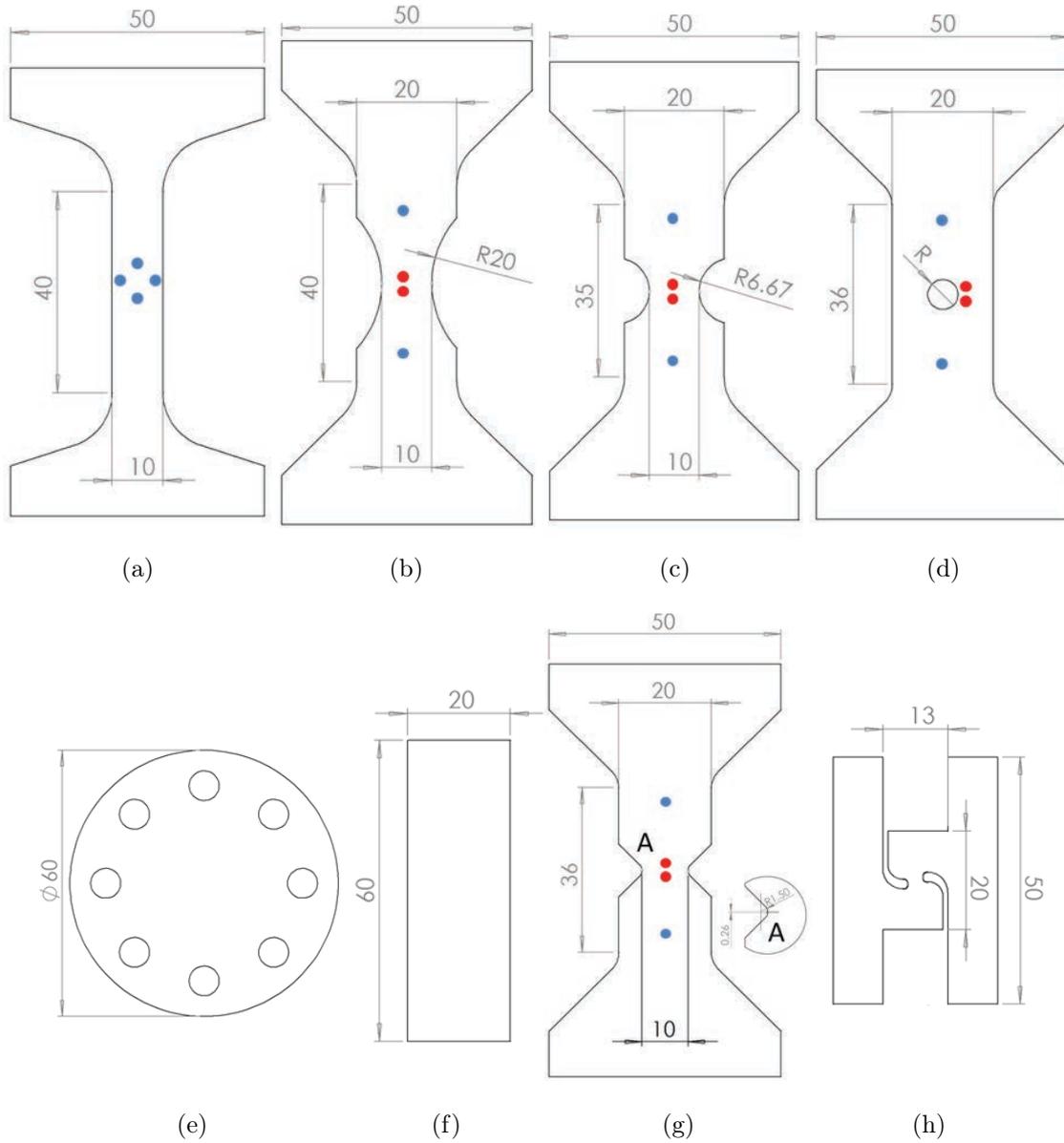


Figure 1.2 – Éprouvettes utilisées dans cette étude : (a) traction uniaxiale - UT, (b) traction entaillée avec $r = 20$ mm - NT20, (c) traction entaillée avec $r = 6$ mm - NT6, (d) traction avec trou central - CH, (e) poinçonnement hémisphérique - PU, (f) flexion par pliage - VB, (g) traction entaille en V - NT1.5, (h) cisaillement - SH.

paramètres P_{12} , P_{22} et P_{33} telle que :

$$\mathbf{P} = \begin{bmatrix} 1 & P_{12} & -(1 + P_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ P_{12} & P_{22} & -(P_{22} + P_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ -(1 + P_{12}) & -(P_{22} + P_{12}) & 1 + 2P_{12} + P_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & P_{33} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3 \end{bmatrix} \quad (1.4)$$

Dans le cas présent, \mathbf{P} décrit une surface seuil isotrope (voir tableau 1.4).

La loi d'écoulement plastique permet de décrire l'évolution du vecteur de déformation plastique :

$$d\boldsymbol{\varepsilon}_p = [d\varepsilon_0^p \quad d\varepsilon_{90}^p \quad d\varepsilon_n^p \quad d\gamma^p \quad d\gamma_{0n}^p \quad d\gamma_{90n}^p]^T \quad (1.5)$$

avec ε_0^p , ε_{90}^p et ε_n^p les déformations plastiques dans la direction de laminage, la direction transverse et la direction de l'épaisseur du matériau, et γ^p , γ_{0n}^p et γ_{90n}^p les déformations plastiques de cisaillement correspondantes.

La direction de l'écoulement plastique est supposée être alignée avec la dérivée de la fonction du potentiel d'écoulement $g(\boldsymbol{\sigma})$,

$$d\boldsymbol{\varepsilon}_p = d\lambda \frac{\partial g}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (1.6)$$

où $d\lambda \geq 0$ est le multiplicateur plastique. La fonction du potentiel d'écoulement $g(\boldsymbol{\sigma})$ est définie comme une fonction quadratique dans l'espace des contraintes :

$$g(\boldsymbol{\sigma}) = \sqrt{(\mathbf{G}\boldsymbol{\sigma}) \cdot \boldsymbol{\sigma}} \quad (1.7)$$

avec \mathbf{G} la matrice définie positive telle que :

$$\mathbf{G} = \begin{bmatrix} 1 & G_{12} & -(1 + G_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ G_{12} & G_{22} & -(G_{22} + G_{12}) & 0 & 0 & 0 \\ -(1 + G_{12}) & -(G_{22} + G_{12}) & 1 + 2G_{12} + G_{22} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{33} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3 \end{bmatrix} \quad (1.8)$$

la condition de plasticité associée est retrouvée lorsque $\mathbf{G} = \mathbf{P}$. $g(\boldsymbol{\sigma})$ correspond à un cas particulier du critère d'écoulement Hill 1948 [8] prenant en compte l'anisotropie dans le plan de la tôle à l'aide des coefficients de Lankford, les termes de \mathbf{G} sont alors définis par :

$$G_{12} = -\frac{r_0}{1 + r_0}, \quad G_{22} = \frac{r_0}{r_{90}} \frac{1 + r_{90}}{1 + r_0} \quad \text{et} \quad G_{33} = \frac{1 + 2r_{45}}{r_{90}} \frac{r_0 + r_{90}}{1 + r_0} \quad (1.9)$$

Lorsque $G_{12} = -0.5$, $G_{22} = 1$ et $G_{33} = 3$, on retrouve l'écoulement isotrope associé à une loi de von Mises.

L'incrément de déformation plastique $\bar{\varepsilon}_p$ est défini à l'aide de la contrainte équiv-

alente (équation 1.3) par l'écriture du travail plastique :

$$\boldsymbol{\sigma} : d\boldsymbol{\varepsilon}_p = \bar{\sigma}(d\bar{\varepsilon}_p) \quad (1.10)$$

Les coefficients de Lankford (tableau 1.3) sont obtenus par des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes découpées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage. Les paramètres identifiés de \mathbf{G} pour l'acier DP450 sont présentés dans le tableau 1.4.

Table 1.3 – Coefficients de Lankford et contraintes limites élastiques identifiés pour l'acier DP450

	r_0	r_{45}	r_{90}	$\sigma_{y,0}$	$\sigma_{y,45}$	$\sigma_{y,90}$	$\sigma_{y,EB}$
	[–]	[–]	[–]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
DP450	0.853	0.918	1.001	314	312	316	292

Table 1.4 – Paramètres du modèle Hill-NAFR identifiés pour l'acier DP450

	P_{12}	P_{22}	P_{33}	G_{12}	G_{22}	G_{33}
	[–]	[–]	[–]	[–]	[–]	[–]
DP450	-0.500	1.000	3.000	-0.465	1.019	2.915

1.2.2 Yld2000-3d

Le modèle utilisé pour l'aluminium AA-2024-T3 a d'abord été développé par Barlat *et al.* [9] pour le cas des contraintes planes puis étendu par Dunand *et al.* [10] pour le cas général.

La surface seuil est décrite par la fonction 1.2, avec la contrainte équivalente définie comme une fonction anisotrope du vecteur des contraintes de Cauchy dans le repère du matériau par :

$$\bar{\sigma}[\boldsymbol{\sigma}] = \frac{1}{2^{1/a}} (\phi'(\mathbf{s}') + \phi''(\mathbf{s}''))^{\frac{1}{a}} \quad (1.11)$$

avec

$$\phi'(\mathbf{s}') = [(s'_{11} - s'_{22})^2 + 4(s'^2_{12} + s'^2_{13} + s'^2_{23})]^{\frac{a}{2}} \quad (1.12)$$

$$\phi''(\mathbf{s}'') = \left[\frac{3}{2}(s''_{11} - s''_{22})^2 + \frac{1}{2}\sqrt{(s''_{11} - s''_{22})^2 + 4(s''_{12}^2 + s''_{13}^2 + s''_{23}^2)} \right]^a \quad (1.13)$$

$$+ \left[\frac{3}{2}(s''_{11} - s''_{22})^2 - \frac{1}{2}\sqrt{(s''_{11} - s''_{22})^2 + 4(s''_{12}^2 + s''_{13}^2 + s''_{23}^2)} \right]^a \quad (1.14)$$

et \mathbf{s}' et \mathbf{s}'' les vecteurs déviateurs des contraintes transformés linéairement tels que :

$$\mathbf{s}' = [s'_{11} \ s'_{22} \ s'_{12} \ s'_{23} \ s'_{13}]^T = \mathbf{L}'\boldsymbol{\sigma} \quad (1.15)$$

$$\mathbf{s}'' = [s''_{11} \ s''_{22} \ s''_{12} \ s''_{23} \ s''_{13}]^T = \mathbf{L}''\boldsymbol{\sigma} \quad (1.16)$$

avec les matrices de transformation :

$$\mathbf{L}' = \frac{1}{3} \begin{bmatrix} 2\alpha_1 & -\alpha_1 & -\alpha_1 & 0 & 0 & 0 \\ -\alpha_2 & 2\alpha_2 & -\alpha_2 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 3\alpha_7 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 3\alpha_9 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 3\alpha_{10} \end{bmatrix} \quad (1.17)$$

$$\mathbf{L}'' = \frac{1}{9} \begin{bmatrix} l''_{11} & l''_{12} & l''_{13} & 0 & 0 & 0 \\ l''_{21} & l''_{22} & l''_{23} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & l''_{34} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & l''_{45} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & l''_{56} \end{bmatrix} \quad (1.18)$$

avec

$$l''_{11} = -2\alpha_3 + 2\alpha_4 + 8\alpha_5 - 2\alpha_6$$

$$l''_{12} = -4\alpha_4 - 4\alpha_6 + \alpha_3 - 4\alpha_5$$

$$l''_{13} = \alpha_3 + 2\alpha_4 - 4\alpha_5 - 2\alpha_6$$

$$l''_{21} = 4\alpha_3 - 4\alpha_4 - 4\alpha_5 + \alpha_6$$

$$l''_{22} = -2\alpha_3 + 8\alpha_4 + 2\alpha_5 - 2\alpha_6$$

$$l''_{23} = -2\alpha_3 - 4\alpha_4 + 2\alpha_5 + \alpha_6$$

$$l''_{34} = 9\alpha_8$$

$$l''_{45} = 9\alpha_{11}$$

$$l''_{56} = 9\alpha_{12}$$

Lorsque les coefficients α_i sont égaux à 1, alors $\mathbf{L}' = \mathbf{L}''$ et \mathbf{s}' correspond au vecteur des contraintes déviatoriques de Cauchy. D'un point de vue pratique, il est impossible de calibrer les coefficients α_9 , α_{10} , α_{11} et α_{12} uniquement à partir de résultats expérimentaux, cependant, Lua *et al.* [11] montrent que ces coefficients peuvent être imposés égaux à 1 pour les conditions de contraintes planes.

Les paramètres α_1 à α_8 sont identifiés à partir des coefficients de Lankford et des contraintes limites élastiques des essais de traction uniaxiale à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage et d'un essai de bulge (tableau 1.5). La procédure détaillée de l'identification est décrite par Gorji and Mohr [12]. Les paramètres identifiés pour l'aluminium 2024-T3 figurent dans le tableau 1.6.

Table 1.5 – Coefficients de Lankford et contraintes limites élastiques identifiés pour l'aluminium AA-2024-T3

	r_0	r_{45}	r_{90}	$\sigma_{y,0}$	$\sigma_{y,45}$	$\sigma_{y,90}$	$\sigma_{y,EB}$
	[-]	[-]	[-]	[MPa]	[MPa]	[MPa]	[MPa]
AA-2024-T3	0.659	0.967	0.547	355	320	327	370

Table 1.6 – Paramètres du modèle Yld2000-3d identifiés pour l'aluminium 2024-T3

	a	α_1	α_2	α_3	α_4	α_5	α_6
	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]
AA-2024-T3	8	0.912	1.014	1.008	1.046	0.990	0.841
	α_7	α_8	α_9	α_{10}	α_{11}	α_{12}	
	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	[-]	
AA-2024-T3	1.039	1.139	1.0	1.0	1.0	1.0	

1.2.3 Loi mixte Swift-Voce

Pour les deux modèles utilisés, la résistance à la déformation k est définie à l'aide d'un modèle mixte des lois de Swift [13] et de Voce [14] :

$$k(\bar{\varepsilon}_p) = \alpha k_s(\bar{\varepsilon}_p) + (1 - \alpha) k_v(\bar{\varepsilon}_p) \quad (1.19)$$

avec la loi puissance de Swift :

$$k_s(\bar{\varepsilon}_p) = K(\bar{\varepsilon}_p + \varepsilon_0)^n \quad (1.20)$$

et la loi exponentielle de Voce :

$$k_v(\bar{\varepsilon}_p) = \sigma_0 + B \cdot (1 - e^{-C \cdot \bar{\varepsilon}_p}) \quad (1.21)$$

Les paramètres sont identifiés à l'aide d'un essai de bulge. Pour les deux matériaux, les paramètres de plasticité obtenus sont présentés dans le tableau 1.7.

Table 1.7 – Paramètres d'écrouissage identifiés pour l'acier DP450 et l'aluminium 2024-T3.

	α	ε_0	K	n	σ_0	B	C
	[-]	[-]	[MPa]	[-]	[MPa]	[MPa]	[-]
DP450	0.907	0.004	838	0.201	308	273	17.6
AA-2024-T3	0.368	0.018	798	0.202	364	240	10.5

Les courbes de contrainte/déformation plastique des essais UT et BT ayant servi à l'identification des modèles sont tracées sur la figure 1.3 ainsi que les celles obtenues directement à partir des modèles. Les courbes issues des modèles sont presque toutes superposées aux résultats d'essais. Les différences visibles sur la courbe UT à 45° pour l'aluminium 2024-T3 et sur la courbe EBT pour le DP450 montrent une erreur relative inférieure à 2%.

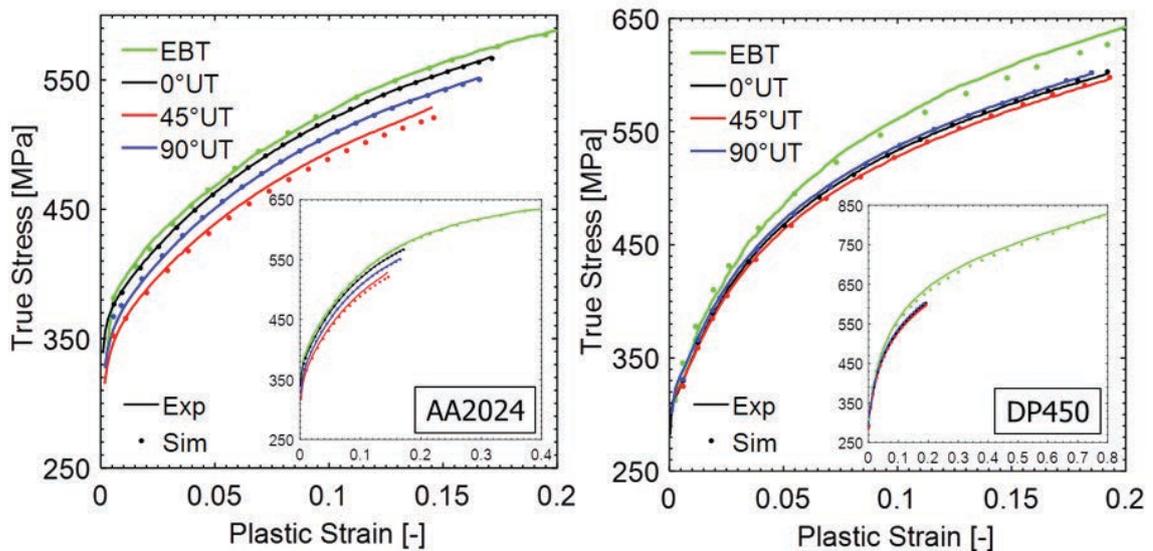


Figure 1.3 – Courbes de contrainte/déformation des de essais traction uniaxiale à 0°, 45° et 90 ° et traction équi-biaxiale de l'aluminium 2024-T3 et de l'acier DP450.

1.2.4 Validation des modèles de plasticité

Les modèles de plasticité identifiés sont confrontés aux résultats obtenus lors des essais NT20, NT6 et CH. Sur la figure 1.4, les courbes d'effort issues de la simulation numérique donnent des résultats proches de ceux obtenus expérimentalement pour les deux matériaux. L'extensomètre local (voir figure 1.2) donne pour l'aluminium 2024-T3 des valeurs de déformations en simulation plus basses que celles obtenues expérimentalement. L'écart entre les deux courbes est relativement faible pour l'essai NT20 mais est d'environ 10% en fin d'essai NT6 et CH. Pour l'acier DP450, les courbes de déformation/déplacement de l'extensomètre local provenant de la simulation sont presque identiques à celles issues des essais expérimentaux. Seule la fin de l'essai NT20 est moins bien représenté, avec des valeurs plus élevées d'environ 5% par rapport au résultat expérimental dans les derniers instants de l'essai.

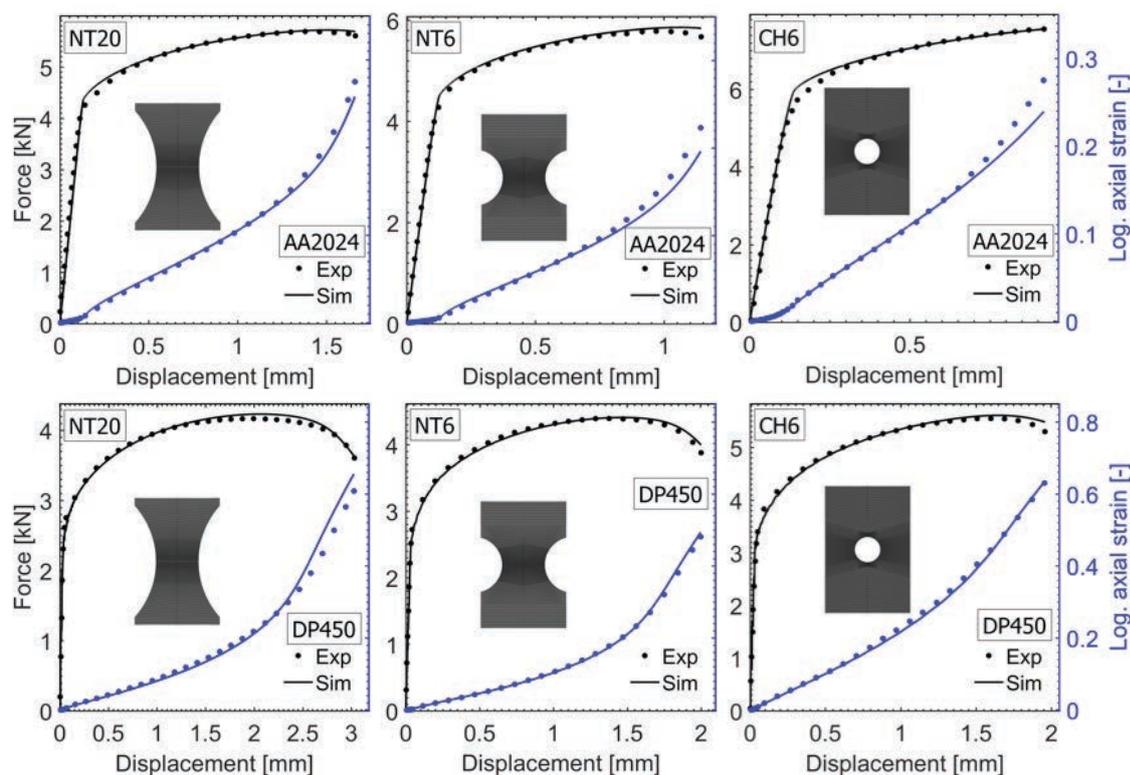


Figure 1.4 – Courbes de force/déplacement et de déformation locale/déplacement des essais NT20, NT6 et CH de l'aluminium 2024-T3 (en haut) et de l'acier DP450 (en bas) : comparaison entre résultats expérimentaux et numériques.

1.3 Modélisation de la rupture

1.3.1 Modèles existants

Les modèles de rupture sont de plus en plus exploités par les industriels depuis une vingtaine d'année. De nombreux modèles de rupture existent dans les codes de calculs. Wierzbicki *et al.* [15] propose la calibration de plusieurs modèles basés sur la déformation comme le critère de déformation équivalente constante ([16]) ou le *fracture forming limit diagram* ([17]), sur la contrainte comme le critère de contrainte de cisaillement maximum, ou formulés dans un espace mixte de contrainte-déformation comme le modèle de Johnson-Cook ([18]) et le modèle de Xue-Wierzbicki ([19]).

Bai and Wierzbicki [20] à partir de nombreuses données de rupture sur l'aluminium 2024-T351 montrent que la déformation équivalente à rupture peut dépendre à la fois de la triaxialité, η , et du paramètre d'angle de Lode, $\bar{\theta}$ (explicités dans le paragraphe suivant) de manière non-symétrique. Plus tard, Bai and Wierzbicki [21] transforment le modèle de Mohr-Coulomb, jusqu'ici principalement utilisé pour les matériaux fragiles et exprimé en termes de contraintes,

$$\max_n(\tau + c_1\sigma_n) = c_2 \quad (1.22)$$

en un critère de l'espace mixte $(\bar{\varepsilon}, \eta, \bar{\theta})$. Le critère *modified Mohr-Coulomb* est alors utilisé pour la rupture des matériaux ductiles. Par la suite, Mohr and Marcadet [22] proposent d'améliorer les résultats donnés par le critère de rupture en substituant la contrainte équivalente de Tresca par la contrainte équivalente de Hosford ([23]) dans l'équation 1.22 qui devient :

$$\bar{\sigma}_{HC} + c(\sigma_I + \sigma_{III}) = b \quad (1.23)$$

avec

$$c = \frac{c_1}{\sqrt{1 + c_1^2}}, \quad b = \frac{2c_2}{\sqrt{1 + c_1^2}} \quad (1.24)$$

$$\bar{\sigma}_{HC} = \left(\frac{1}{2} ((\sigma_I - \sigma_{II})^a + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^a + (\sigma_I - \sigma_{III})^a) \right)^{\frac{1}{a}} \quad (1.25)$$

et $0 < a < +\infty$ est l'exposant de Hosford. σ_I , σ_{II} et σ_{III} sont les contraintes principales. Ce modèle, nommé modèle de Hosford-Coulomb, est ici utilisé pour modéliser la rupture des deux matériaux.

1.3.2 Modèle de rupture Hosford-Coulomb

Le modèle de rupture de Hosford-Coulomb utilisé est écrit par Mohr and Marcadet dans l'espace mixte de déformation et contrainte $(\bar{\varepsilon}_f, \eta, \bar{\theta})$. Avec $\bar{\varepsilon}_f$ la déformation à rupture, η la triaxialité des contraintes et $\bar{\theta}$ le paramètre d'angle de Lode.

La triaxialité et le paramètre d'angle de Lode sont définis à partir des invariants du tenseur des contraintes de Cauchy, $\boldsymbol{\sigma}$. Le premier invariant, exprimé ici en fonction des contraintes principales :

$$I_1 = \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}) = \sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III} \quad (1.26)$$

permet de calculer la contrainte hydrostatique, σ_h et le tenseur déviateur des contraintes, \mathbf{s} :

$$\sigma_h = \frac{1}{3}I_1 \quad \text{et} \quad \mathbf{s} = \boldsymbol{\sigma} - \sigma_h \mathbf{I}_{id} \quad (1.27)$$

avec \mathbf{I}_{id} la matrice identité. Les invariants J_2 et J_3 sont calculés à partir du tenseur déviateur :

$$J_2 = \frac{1}{2}\mathbf{s} : \mathbf{s} \quad \text{et} \quad J_3 = \det(\mathbf{s}) = (\sigma_I - \sigma_h)(\sigma_{II} - \sigma_h)(\sigma_{III} - \sigma_h) \quad (1.28)$$

Le second invariant permet de calculer la contrainte équivalente de von Mises :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3 \cdot J_2} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]} \quad (1.29)$$

La triaxialité est alors calculée comme étant le ratio de la contrainte hydrostatique par la contrainte équivalent de von Mises :

$$\eta = \frac{\sigma_h}{\bar{\sigma}} \quad (1.30)$$

on a alors $-\infty \leq \eta \leq +\infty$. Les invariants J_2 et J_3 permettent de calculer le troisième invariant normalisé :

$$\xi = \frac{27 J_3}{2 \bar{\sigma}^3} = \frac{3\sqrt{3}}{2} \frac{J_3}{J_2^{3/2}} \quad (1.31)$$

cet invariant est tel que $-1 \leq \xi \leq 1$ et permet de caractériser la position de la deuxième contrainte principale, σ_{II} en respectant l'ordre des contraintes avec σ_I la contrainte maximum et σ_{III} la contrainte minimum. Le paramètre d'angle de Lode,

$\bar{\theta}$, est alors défini comme une alternative à cet invariant, tel que :

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos(\xi) \quad (1.32)$$

il est indépendant du premier invariant et perpendiculaire à la coordonnée η . $\bar{\theta}$ est une approximation de l'opposé du nombre de Lode proposé par Lode [24].

Après transformation le modèle HC est formulé dans le repère mixte $(\bar{\varepsilon}_f, \eta, \bar{\theta})$ pour des chargement proportionnels par :

$$\bar{\varepsilon}_f^{pr}[\eta, \bar{\theta}] = b(1+c)^{\frac{1}{n}} \left(\left[\frac{1}{2} ((f_1 - f_2)^a + (f_2 - f_3)^a + (f_1 - f_3)^a) \right]^{\frac{1}{a}} + c(2\eta + f_1 + f_3) \right)^{-\frac{1}{n}} \quad (1.33)$$

avec a , b et c les paramètres du modèle, n , la constante de transformation, est initialement le coefficient d'érouissage de la loi d'Hollomon du matériau. Roth and Mohr [4] conseillent, pour n , de prendre une valeur de 0.1, les coefficients a et b permettent de corriger l'effet de cette approximation. Les fonctions f_i sont dépendantes de $\bar{\theta}$:

$$f_1 = \frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}) \right] \quad (1.34)$$

$$f_2 = \frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (3 + \bar{\theta}) \right] \quad (1.35)$$

$$f_3 = -\frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 + \bar{\theta}) \right] \quad (1.36)$$

1.3.3 Identification des paramètres du modèle Hosford-Coulomb

Lors des essais expérimentaux, les observations effectuées se font généralement sous un état de contraintes planes. Les états de contraintes planes sont caractérisés par une relation directe entre la triaxialité et l'angle de Lode visible sur la figure 1.5a :

$$\bar{\theta} = 1 - \frac{\pi}{2} \arccos \left[-\frac{27}{2} \eta \left(\eta^2 - \frac{1}{3} \right) \right] \quad \text{pour} \quad -2/3 \leq \eta \leq 2/3 \quad (1.37)$$

La relation 1.37 permet de simplifier l'équation 1.33 dans le cas de certains états de chargement et donc de faciliter l'identification du modèle. On obtient alors pour

l'état de cisaillement (SH) pur :

$$\bar{\varepsilon}_f^{SH} = b \left(\sqrt{3} \frac{1+c}{(1+2^{a-1})^{\frac{1}{a}}} \right)^{\frac{1}{n}}, \quad (1.38)$$

pour la traction uniaxiale (UT) :

$$\bar{\varepsilon}_f^{UT} = b, \quad (1.39)$$

pour la traction à déformation plane (PST) :

$$\bar{\varepsilon}_f^{PST} = b \left(\sqrt{3} \frac{1+c}{(1+2^{a-1})^{\frac{1}{a}} + 2c} \right)^{\frac{1}{n}}, \quad (1.40)$$

et pour la traction équi-biaxiale (EBT) :

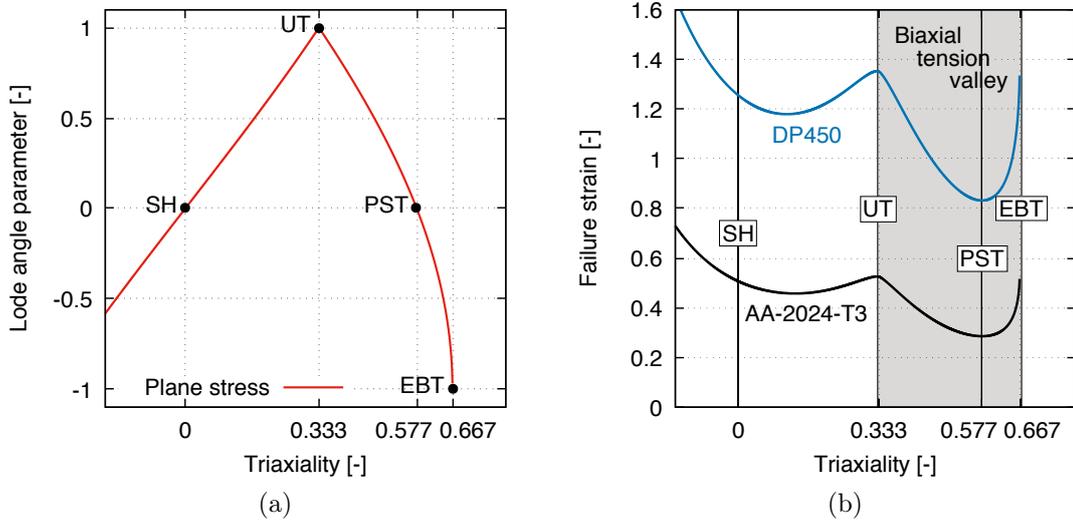
$$\bar{\varepsilon}_f^{EBT} = b. \quad (1.41)$$

Le modèle de Hosford-Coulomb est alors identifié à partir des résultats de 3 essais. Pour nos matériaux, le coefficient b est obtenu à partir de l'état de traction équi-biaxiale par un essai de poinçonnement hémisphérique (voir section 3.3), l'essai de poinçonnement permet d'obtenir un état de contrainte stable et une valeur de déformation mesurée expérimentalement, ce qui n'est pas le cas pour les essais de traction uniaxiale qui nécessitent l'utilisation de la simulation. Le coefficient c est obtenu à partir de $\bar{\varepsilon}_f^{SH}$, $\bar{\varepsilon}_f^{PST}$ et b . La déformation à rupture en cisaillement est obtenue à partir d'une éprouvette de traction-cisaillement à section unique (l'essai n'est volontairement pas détaillé dans ce document). La déformation en traction à déformation plane est obtenue par un essai de v-bending pour l'aluminium AA-2024-T3 (section 4.3.2) et par un essai de traction sur éprouvette entaillée pour l'acier DP450 (section 4.3.1). Enfin le coefficient a est obtenu par résolution de l'équation 1.38. Pour nos deux matériaux, les paramètres du modèle sont regroupés dans le tableau 1.8. Les courbes des modèles dans le cas de contraintes planes sont tracées en fonction de la triaxialité sur la figure 1.5b pour les deux matériaux. On peut remarquer différentes hypothèses du modèle qui sont l'égalité des déformations à rupture pour la traction uniaxiale (UT) et la traction équi-biaxiale (EBT), ainsi que la présence d'une vallée en traction biaxiale dont le minimum se situe en $\eta = 1/\sqrt{3}$, c'est à dire en traction à déformation plane (PST). L'ensemble de ce travail concerne les états de contraintes UT, PST et EBT.

Le modèle est identifié pour des trajets de chargement linéaires, l'état de con-

Table 1.8 – Coefficients du modèle Hosford-Coulomb identifiés pour l'aluminium 2024-T3 et l'acier DP450

	a	b	c	n
	[–]	[–]	[–]	[–]
DP450	1.45	1.35	0.038	0.1
AA-2024-T3	1.37	0.525	0.054	0.1

Figure 1.5 – (a) Courbe des états de contraintes planes dans l'espace $(\eta, \bar{\theta})$ et (b) modèles Hosford-Coulomb identifiés pour l'aluminium 2024-T3 et l'acier DP450.

trainte ne varie pas pendant l'essai. Pour prendre en compte l'effet d'un changement d'état de contrainte, une variable d'endommagement est associée au modèle de rupture, elle est définie par :

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \bar{\theta}]} \quad (1.42)$$

avec $\bar{\varepsilon}_p$ la déformation plastique équivalente courante et $\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \bar{\theta}]$ la déformation plastique équivalente à rupture pour un chargement proportionnel sous l'état de contrainte courante. La performance de cet indicateur d'endommagement est discuté dans le chapitre 5.

1.3.4 Discussion sur le modèle de rupture

Le modèle de rupture Hosford-Coulomb est basé sur l'état de contrainte du matériau, défini à partir des invariants I_1 , J_2 et J_3 qui sont des quantités isotropes par définition. Lors de la sollicitation en traction à déformation plane (PST), ce n'est pas un état de contrainte qui est imposé au matériau mais un état de déformation défini par $\varepsilon_1 > 0$ et $\varepsilon_2 = 0$. Dans le cas des matériaux isotropes, cet état de déformation est équivalent à un état de contrainte qui correspond à une triaxialité $\eta = 1/\sqrt{3} \approx 0.577$. Or, les modèles utilisés ici pour décrire le comportement de l'aluminium 2024-T3 (Yld2000-3d) et de l'acier DP450 (Hill-NAFR) sont anisotropes. L'état de contrainte sera donc différent en traction à déformation plane par rapport au cas d'un matériau isotrope. La simulation de la PST sur un volume élémentaire permet de d'obtenir la valeur de triaxialité correspondante en terme d'état de contrainte. Le modèle Hill-NAFR de l'acier DP450 indique une triaxialité de 0.56 pour l'état de traction à déformation plane et le modèle Yld2000-3d de l'aluminium 2024-T3 donne une valeur de triaxialité de 0.63.

Ce constat pose a priori un problème. Le modèle HC est identifié en supposant la triaxialité lors des essais PST égale à $1/\sqrt{3}$, cependant lors des simulations la triaxialité est calculée à partir des contraintes du modèle de plasticité. Comme le minimum du modèle de rupture est atteint en $\eta = 1/\sqrt{3}$, lors des simulations du PST le modèle HC prévoit une déformation à rupture plus élevée que celle mesurée expérimentalement. Néanmoins, le fond de la vallée de traction biaxiale évolue lentement (figure 1.5b), le modèle donne donc pour l'acier DP450 une déformation à rupture en traction à déformation plane $\bar{\varepsilon}_f(\eta = 0.56) = 0.836$ contre $\bar{\varepsilon}_f(1/\sqrt{3}) = 0.832$, et pour l'aluminium 2024-T3 $\bar{\varepsilon}_f(0.63) = 0.313$ contre $\bar{\varepsilon}_f(1/\sqrt{3}) = 0.285$. Dans les deux cas l'erreur relative est inférieure à 10% et reste donc faible.

1.4 Conclusion

Dans les chapitres suivants, les deux matériaux sont étudiés. Les modèles de plasticité sont utilisés lors du développement des différents essais expérimentaux afin de vérifier que l'état de contrainte recherché a bien été obtenu. Le modèle de rupture est utilisé pour vérifier sa cohérence avec les observations effectuées expérimentalement et les différentes hypothèses concernant la vallée de traction biaxiale seront étudiées dans le dernier chapitre.

2

Analyse de l'essai de bulge aux faibles valeurs du rapport diamètre d'ouverture sur épaisseur de tôle

Contents

2.1	Introduction	23
2.2	Les équations standards	25
2.3	Amélioration du calcul de l'épaisseur au sommet du bulge	26
2.3.1	Prise en compte de la déformation élastique	26
2.3.2	Nouvelle approximation de la déformation de flexion	28
2.3.3	Analyse des résultats	35
2.3.4	Conclusions	39
2.4	Amélioration du calcul de la contrainte au sommet du bulge	41
2.4.1	Observations sur l'évolution du rayon de courbure	41
2.4.2	Analyse du rayon de courbure moyen	45
2.4.3	Résultats sur le calcul de la contrainte	50
2.4.4	Application expérimentale	52
2.5	Conclusion	55

Dans ce chapitre, l'analyse de l'essai de bulge est revisitée afin d'étendre son application à des sollicitations dynamiques. La diminution du diamètre d'ouverture est une piste prometteuse, mais l'analyse standardisée de cet essai atteint ses limites lorsque le rapport géométrique du diamètre d'ouverture par l'épaisseur initiale de l'échantillon atteint 100. Une nouvelle méthode de dépouillement des résultats est alors proposée afin de déterminer la courbe de comportement équi-biaxiale lorsque $D/t_0 < 100$.

2.1 Introduction

L'essai de gonflement hydraulique, ou bulge test, est couramment utilisé pour obtenir les propriétés mécaniques en expansion (ou traction équi-biaxiale) d'un matériau. Le principal avantage de cet essai parmi les autres essais d'expansion est la facilité d'accès à la courbe de comportement du matériau jusqu'à des grandes valeurs de déformation ([25]).

L'essai de gonflement hydraulique est effectué en appliquant la pression d'un fluide sur une face de la l'échantillon de tôle. L'échantillon est encastré à l'extrémité d'une cellule en acier grâce à une matrice (fig.2.2 et 2.1). Le dispositif est composé d'une cellule (tube cylindrique épais en acier), d'une matrice (couronne de serrage) et d'un piston. L'échantillon est mis en place entre la cellule et la matrice. Il est immobilisé (liaison encastrement) par serrage de la matrice sur la cellule à l'aide de vis. Le volume entre l'extrémité du piston et l'échantillon est rempli d'eau. Le déplacement du piston vers l'intérieur de la cellule provoque la montée en pression de l'eau et la mise en forme (gonflement) de l'échantillon.

La pression interne (P) est mesurée à l'aide d'un capteur à l'intérieur de la cellule. Le champ de déplacement de la surface externe de l'échantillon est suivi par stéréo corrélation d'images (DIC), permettant d'obtenir le rayon de courbure de la tôle déformée et le champ de déformation extérieur au sommet du dôme.

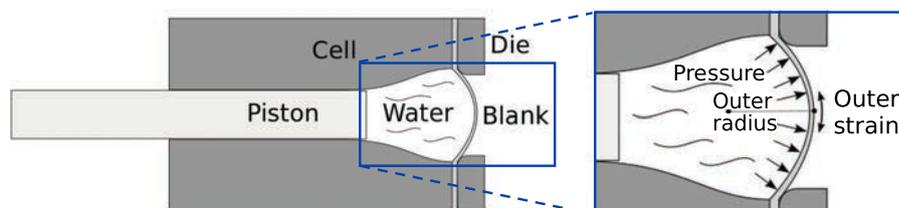


Figure 2.1 – Schéma du dispositif de bulge test et données mesurées

L'analyse théorique et expérimentale de cet essai a évolué au fil des années avec

la compréhension du problème et la technologie. À la fin des années 40, Gleyzal [26] utilise l'essai de bulge pour étudier la plasticité en petites déformations. Le champ théorique de cet essai s'est ensuite développé avec les travaux de Hill [25] et Ross and Prager [27] basés respectivement sur les critères de von Mises et de Tresca, puis complété par Panknin [28], Chakrabarty and Alexander [29] et Enikeev and Kruglov [30].

Pour déterminer la courbe de comportement mécanique de l'échantillon à partir de l'essai de bulge, l'épaisseur et le rayon de courbure au sommet de l'échantillon sont nécessaires mais ne peuvent être obtenus par une mesure directe. La contrainte et la déformation sont calculées à partir de ces mesures à l'aide des équations de la théorie des membranes. Woo [31] détermine l'épaisseur (t) et le rayon de courbure (ρ) par une méthode incrémentale, Reis *et al.* [32] utilisent seulement la hauteur (h) et la pression interne (P), Gutscher *et al.* [33] combinent mesures expérimentales et analyse numérique, Vucetic *et al.* [3] utilisent la stéréo-corrélation d'images et enfin Mulder *et al.* [34] améliorent le post-processing des données de stéréo-corrélation. La large utilisation de l'essai de bulge a conduit à sa normalisation avec la norme ISO 16808 [35].

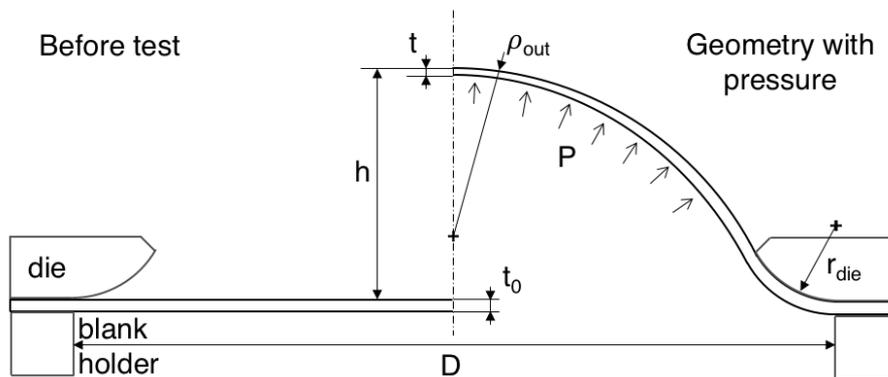


Figure 2.2 – Schéma de l'échantillon de bulge avec les différentes grandeurs caractéristiques.

La plupart de ces travaux ont été effectués en sollicitant en conditions quasi-statiques et en respectant les conditions géométriques de la théorie des membranes. La condition de membrane est respectée lorsque le ratio diamètre d'ouverture (D) divisé par l'épaisseur initiale de l'éprouvette (t_0) est supérieur à 100 ([35]). Ce critère restreint les possibilités d'augmenter la vitesse de déformation avec l'essai de gonflement hydraulique. Grolleau *et al.* [36] démontrent que la vitesse de déformation est directement liée au diamètre d'ouverture du dispositif de bulge pour un même diamètre de piston. Plus le diamètre d'ouverture est petit et plus la vitesse de déformation est grande pour une même vitesse de piston. Mais Lemoine *et al.* [37]

montrent qu'avec les équations classiquement utilisées pour l'analyse de l'essai de bulge, l'erreur commise sur le calcul de la contrainte devient important lorsque le rapport D/t_0 est inférieur à 100. Dans ce cas, le matériau n'est plus en condition de membrane, la contrainte ne peut donc plus être considérée comme constante au travers de l'épaisseur de l'éprouvette et la déformation mesurée est partiellement due au phénomène de flexion. Pour corriger ces effets, Atkinson [38] utilise un rayon de courbure équivalent situé entre le rayon de courbure externe et le rayon de courbure interne de l'échantillon.

Dans le but de développer un bulge test rapide, nous devons donc tenir compte de la flexion engendrée par la réduction de D . Ce chapitre présente donc une étude numérique des bulges de petits diamètres. Après un rappel des équations standards d'analyse du bulge test, une amélioration du calcul de la déformation d'épaisseur est proposée pour les faibles rapport D/t_0 . Pour cela, d'une part, la déformation élastique est prise en compte lors la mesure de la déformation sur la surface. D'autre part, la partie de la déformation mesurée en surface qui est occasionnée par le phénomène de flexion de la tôle est évaluée puis soustraite de la mesure pour obtenir une valeur d'épaisseur plus proche de la valeur vraie. Ensuite, c'est une amélioration du calcul de la contrainte qui est présentée. Le calcul corrigé de l'épaisseur est utilisé dans le calcul de la contrainte et le rayon de courbure de la surface externe est remplacé par une nouvelle estimation du rayon de courbure moyen. Pour terminer, la nouvelle méthode de calcul est appliquée sur les résultats expérimentaux obtenus pour un faible rapport de D/t_0 et les courbes de comportement ainsi obtenues sont comparées à celle provenant d'essais de géométries standards.

2.2 Les équations standards

Le calcul standard de l'épaisseur de l'échantillon au sommet du bulge est donné par la norme ISO 16808 [35]. Dans cette norme, il est fait l'hypothèse que le matériau est une membrane et donc qu'il subit un chargement en contraintes planes. La déformation d'épaisseur est calculée grâce à l'hypothèse de conservation du volume, $\varepsilon_{33} = -\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22}$, sans considération de la déformation élastique. ε_{11} et ε_{22} sont les déformations logarithmiques mesurées sur la surface externe de l'éprouvette. L'épaisseur est alors calculée avec :

$$t = t_0 \cdot \exp(\varepsilon_{33}) \quad (2.1)$$

La norme propose de calculer le travail plastique à partir de la formule de la

déformation plastique dans la direction de l'épaisseur :

$$\varepsilon_{33}^p = -\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22} + 2\frac{1-\nu}{E}\sigma_B \quad (2.2)$$

avec σ_B la contrainte équi-biaxiale obtenue par l'équation :

$$\sigma_B = \frac{P\rho_{out}}{2t} \quad (2.3)$$

Avec ρ_{out} le rayon de courbure mesuré sur la surface extérieure de la tôle. La norme ne fait pas de distinction dans cette équation entre les rayons de courbure externe, moyen et interne, mais propose uniquement le calcul du rayon de courbure à partir des mesures effectuées sur la surface externe.

Ces équations, bien que couramment utilisées pour l'analyse des résultats du bulge test, ne sont applicables que pour des valeurs élevées de D/t_0 . Lorsque $D/t_0 < 100$, la norme recommande de vérifier que la valeur de déformation de flexion est négligeable face à la déformation d'épaisseur, grâce à la formule :

$$\varepsilon_{33}^{bend} \approx -2 \ln \left(1 - \frac{t_0 \exp(\varepsilon_{33})}{2\rho_{out}} \right) \quad [\text{ISO 16808}] \quad (2.4)$$

Cette équation suppose que le rayon de courbure moyen de l'éprouvette peut être calculé par $\rho_{av} = \rho_{out} - t/2$. Comme nous le verrons plus tard, cette hypothèse est fautive car le rayon externe et le rayon moyen n'ont pas le même centre de courbure (fig.2.14 et 2.15), elle est néanmoins peu pénalisante lorsque D/t_0 prend des valeurs suffisamment grandes.

Dans la section suivante nous allons donc proposer d'améliorer le calcul de l'épaisseur en tenant compte du phénomène de flexion et de la déformation élastique dans les trois directions principales.

2.3 Amélioration du calcul de l'épaisseur au sommet du bulge

2.3.1 Prise en compte de la déformation élastique

Afin d'obtenir des valeurs précises de l'épaisseur (t) et de la déformation dans l'épaisseur (ε_{33}), la partie élastique de la déformation est prise en compte lors de la mesure sur la surface externe. La déformation élastique est calculée avec l'équation

suivante :

$$\varepsilon_{ij}^e = \frac{1+\nu}{E}\sigma_{ij} - \frac{\nu}{E}\sigma_{kk}\delta_{ij} \quad (2.5)$$

avec E le module de Young et ν le coefficient de Poisson. Pendant l'essai de bulge, pour un matériau isotrope, l'état de contrainte est tel que dans les directions principales $\sigma_{11} = \sigma_{22} = \sigma_B$ et $\varepsilon_{11} = \varepsilon_{22}$ ($\sigma_{12} = \sigma_{23} = \sigma_{13} = 0$ et $\varepsilon_{12} = \varepsilon_{23} = \varepsilon_{13} = 0$), en injectant ces valeurs dans l'équation 2.5, on obtient :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11}^e &= \frac{1+\nu}{E}\sigma_B - \frac{\nu}{E}(2\sigma_B + \sigma_{33}) &= \frac{1-\nu}{E}\sigma_B - \frac{\nu}{E}\sigma_{33} \\ \varepsilon_{33}^e &= \frac{1+\nu}{E}\sigma_{33} - \frac{\nu}{E}(2\sigma_B + \sigma_{33}) &= \frac{1}{E}\sigma_{33} - \frac{2\nu}{E}\sigma_B \end{cases} \quad (2.6)$$

La pression atmosphérique étant négligeable sur la face externe de la tôle, on a alors $\sigma_{33} = 0$, et l'équation 2.6 peut être simplifiée :

$$\begin{cases} \varepsilon_{11}^e &= \frac{1-\nu}{E}\sigma_B \\ \varepsilon_{33}^e &= -\frac{2\nu}{E}\sigma_B \end{cases} \quad (2.7)$$

La déformation totale, ε_{33}^t , est alors obtenu en combinant les équations 2.2 et 2.7 :

$$\begin{aligned} \varepsilon_{33}^t &= \varepsilon_{33}^p + \varepsilon_{33}^e \\ &= -(\varepsilon_{11}^t + \varepsilon_{22}^t - 2\frac{1-\nu}{E}\sigma_B) - \frac{2\nu}{E}\sigma_B \\ &= -(\varepsilon_{11}^t + \varepsilon_{22}^t) + 2\frac{1-2\nu}{E}\sigma_B \end{aligned} \quad (2.8)$$

L'équation 2.8 suppose que les valeurs de E et σ_B peuvent être estimées. Le module de Young est connu pour la plupart des matériaux métalliques et la contrainte biaxiale peut être approchée par le calcul standard (eq.2.3).

Le champ de déformation expérimental et le rayon de courbure de l'échantillon sont mesurés sur la face externe. Pour des valeurs de D/t_0 inférieures à 100, la déformation de flexion et l'épaisseur courante sont sous-estimées en utilisant uniquement les données externes comme le montre la figure 2.4 obtenue à partir de la simulation numérique présentée dans la suite du chapitre. Mais les mesures de déformations et du rayon de courbure sur la face interne de l'éprouvette sont difficilement accessibles. Il est donc nécessaire de trouver une méthode de calcul plus précise de la déformation de flexion et de l'épaisseur en utilisant uniquement les mesures de champ de déformation et de rayon de courbure externes, ainsi que l'épaisseur initiale de l'éprouvette et les propriétés mécaniques connues du matériau.

2.3.2 Nouvelle approximation de la déformation de flexion

2.3.2.1 Déformation externe et déformation moyenne

Pour les faibles valeurs de D/t_0 , l'hypothèse de membrane n'est plus valide et la déformation dans la direction de l'épaisseur n'est plus constante le long l'épaisseur. Cette variation est provoquée par la flexion de l'éprouvette de bulge. Dans ces conditions, la déformation mesurée sur la face externe n'est pas directement utilisable dans le calcul de l'épaisseur par les formules classiques (§2.2). La valeur exacte de l'épaisseur peut être calculée en utilisant la valeur moyenne de la déformation dans l'épaisseur :

$$\varepsilon_{33}^{av} = \int_{t_0}^{t_i} d\varepsilon_{33} = \int_{t_0}^{t_i} \frac{dt}{t} = \ln \left(\frac{t_i}{t_0} \right) \quad (2.9)$$

avec t_0 l'épaisseur initiale et t_i l'épaisseur courante de l'échantillon.

Pour trouver la déformation d'épaisseur moyenne ε_{33}^{av} à partir de la mesure du champ de déformation externe, la déformation d'épaisseur induite par le phénomène de flexion (ε_{33}^{bend} - que l'on appellera *déformation de flexion* dans la suite) est prise en compte. Cette déformation de flexion est calculée en faisant l'hypothèse d'une évolution linéaire de ε_{33} dans l'épaisseur avec :

$$\varepsilon_{33}^{bend} = \frac{1}{2}(\varepsilon_{33}^{out} - \varepsilon_{33}^{in}) = \varepsilon_{11}^{out} - \varepsilon_{11}^{in} \quad (2.10)$$

Expérimentalement, il est difficile d'obtenir des informations sur le champ de déformation de la face interne de l'éprouvette, mais la déformation de flexion peut être estimée à partir de sa géométrie externe. Dans les paragraphes suivants, la déformation de flexion sera alors étudiée au travers de simulations de l'essai de bulge afin d'obtenir une estimation de la déformation moyenne en fonction de la mesure de déformation externe et de développer numériquement une méthode de post-traitement du bulge test qui sera appliquée expérimentalement par la suite.

2.3.2.2 Étude numérique

L'étude numérique a plusieurs objectifs dans ces travaux. Dans un premier temps, la simulation permettra d'analyser l'effet de la géométrie de la matrice, de l'épaisseur de l'échantillon et de la loi de comportement du matériau sur l'évolution de la déformation de flexion, permettant de déterminer une bonne approximation de l'épaisseur. Dans un second temps, des simulations faisant appel à plusieurs lois de comporte-

ment de matériaux issues de la littérature sur un dispositif de très faible rapport D/t_0 seront testés afin d'évaluer la capacité du post-traitement à fournir des résultats satisfaisants.

Les simulations ont été effectuées avec le logiciel éléments finis LS-DYNA. Des éléments linéaires, axi-symétriques ont été utilisés pour modéliser l'échantillon et la matrice. L'échantillon est composé de 9 éléments dans l'épaisseur et tous les éléments de l'échantillon ont pour géométrie $h_0 = 0.1334 \text{ mm} \times l_0 = 0.1875 \text{ mm}$. Comme décrit sur la figure 2.3, la périphérie de l'éprouvette est maintenue et la pression est appliquée sur sa face interne. La matrice est modélisée avec des éléments rigides.

Les déformations au sommet sur les faces interne et externe sont calculés avec la longueur de l'arête de l'élément correspondant : $\varepsilon_{11} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$ avec $l_0 = 0.1875 \text{ mm}$ et la déformation de flexion de référence est calculée à l'aide de l'équation 2.10. Le rayon de courbure est obtenu en approchant la position des nœuds de la surface considérée par une fonction polynômiale paire de degré 8 ($y(x) = \sum_{2n=0}^8 a_{2n}x^{2n}$), puis en calculant la courbure avec : $\rho(x) = \frac{(1+(y'(x))^2)^{\frac{3}{2}}}{y''(x)}$. Le rayon de courbure au sommet est alors $\rho(x=0)$. L'épaisseur de référence est la distance entre le nœud externe et le nœud interne au sommet. Dans les sections suivantes, les valeurs de références seront appelées valeurs FEA.

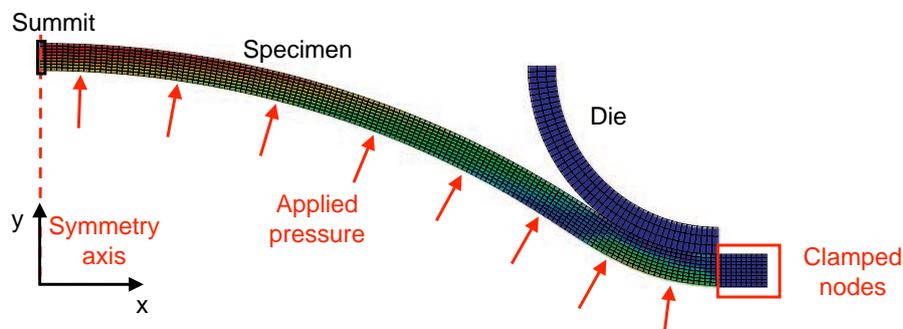


Figure 2.3 – Maillage du modèle de bulge à l'état déformé – sur la géométrie présentée : $D = 50 \text{ mm}$, $t_0 = 1.2 \text{ mm}$ et $r_{die} = 7 \text{ mm}$.

Dans la première série de calculs numériques destinée à étudier l'évolution de la déformation de flexion, les essais faisant varier la géométrie couvrent des valeurs de D/t_0 allant de 25 à 250. Deux valeurs de module de Young ont été appliquées (75 et 210 GPa). Deux types de lois de comportement ont été testées. Le premier modèle est une loi de Swift [13], décrivant le comportement plastique des matériaux par l'équation $\bar{\sigma} = K \cdot (\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon}_p)^n$, où K est le module de plasticité, ε_0 la déformation limite élastique et n le coefficient d'écrouissage. Dans cette étude, le paramètre K prend des valeurs allant de 100 à 2500 MPa, ε_0 de 0.0004 à 0.009 et n de 0.05 à

0.5. Le second modèle est une loi de Voce [14], le comportement du matériau suit alors la relation $\bar{\sigma} = \sigma_0 + B \cdot (1 - e^{-C \cdot \bar{\varepsilon}_p})$, où σ_0 est la contrainte limite élastique, $B = \sigma_{sat} - \sigma_0$ avec σ_{sat} la contrainte de saturation et C la vitesse de saturation. σ_0 prend des valeurs entre 50 et 1200 MPa, B de 50 à 700 MPa et C de 1 à 250. Au total, plus de 50 jeux de paramètres ont été testés.

Grâce à l'ensemble des données obtenues numériquement, il est possible d'observer l'influence de la géométrie de la matrice, de l'épaisseur de la tôle, du module de Young et de l'écoulement plastique sur l'évolution de la déformation de flexion.

2.3.2.3 Influence de la géométrie

La figure 2.4 montre l'évolution de la déformation de flexion (équation 2.10) en fonction de la déformation d'épaisseur (équation 2.9 – $\varepsilon_t = \ln(t^{FEA}/t_0)$) pour différentes valeurs du rapport diamètre d'ouverture sur épaisseur initiale, pour une loi de comportement de type Swift avec $E = 75GPa$, $K = 720MPa$ et $n = 0.16$. Les valeurs FEA sont tracées en lignes continues et celles du calcul standard (équation 2.4) en pointillés.

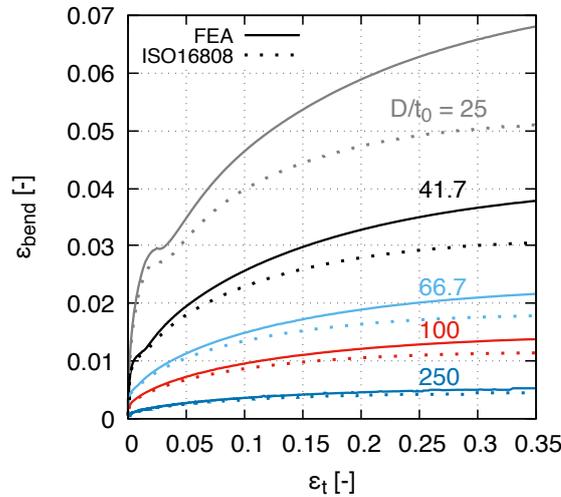


Figure 2.4 – Évolution de la déformation de flexion au sommet du bulge : valeurs numériques (FEA) (traits pleins) et évaluation de la norme (traits pointillés).

Le niveau de déformation de flexion dépend fortement de D/t_0 . La proportion de déformation de flexion est très importante pour les bas niveaux de déformation d'épaisseur.

Dans le cas limite du calcul standard $D/t_0 = 100$, pour une déformation d'épaisseur de 0.1, la déformation de flexion compose 10% de la valeur de déformation mesurée. Ce résultat signifie que la prise en compte de la flexion devrait être systématique

pour les faibles niveaux de déformation. De plus, l'estimation de la déformation de flexion donnée par la norme indique une valeur inférieure de 10 à 15 % (pourcentage d'erreur relative) par rapport à la valeur donnée par la simulation.

Une nouvelle formule d'approximation de la déformation de flexion est donc nécessaire. Cette approximation devra mieux prendre en compte les effets géométriques vus précédemment.

2.3.2.4 Influence des paramètres de lois de comportement

L'influence des paramètres matériaux est étudiée avec une géométrie de bulge de rapport $D/t_0 = 41.7$.

Comme le montre la figure 2.5a, le module de Young (E) a un effet significatif sur l'évolution de la déformation de flexion pour les deux lois de comportement utilisées. La contrainte limite élastique (σ_0) n'a pas d'effet avec la loi de Swift, alors qu'au contraire la figure 2.5b montre une dépendance de ε_{33}^{bend} au paramètre σ_0 avec la loi de Voce.

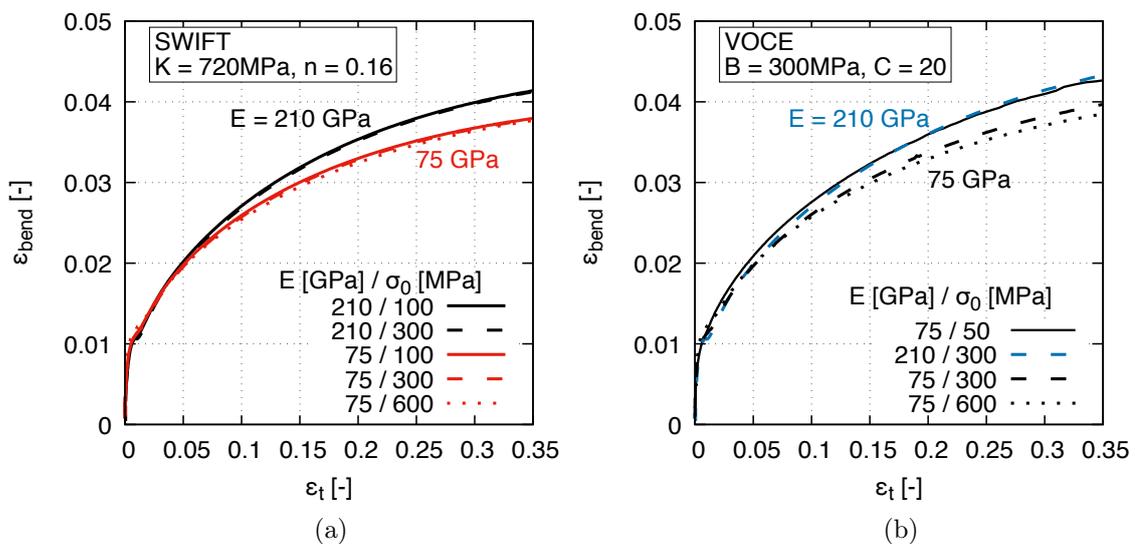


Figure 2.5 – Effet du module de Young et de la contrainte limite élastique sur la déformation de flexion pour (a) le modèle de Swift et (b) le modèle de Voce ($D/t_0 = 41.7$).

L'influence des paramètres de la loi de Swift sur la déformation de flexion est présentée sur la figure 2.6. Les résultats ont été tracés ici pour un module de Young, $E = 75 \text{ GPa}$, et une limite d'élasticité, $\sigma_0 = E \left(\frac{K}{E} \right)^{\frac{1}{1-n}}$. Le module de plasticité (K) définit le niveau de contrainte lorsque $\varepsilon_0 + \varepsilon_p = 1$; son effet sur ε_{33}^{bend} (figure 2.6a) est très limité pour des valeurs allant de 500 à 2500 MPa, mais son effet devient très

important pour des valeurs plus basses. Le coefficient d'écouissage (n) caractérise la forme de la courbe d'écoulement plastique ; sur la figure 2.6b, son influence sur la déformation de flexion est peu importante, l'augmentation de ε_{33}^{bend} avec n est très faible.

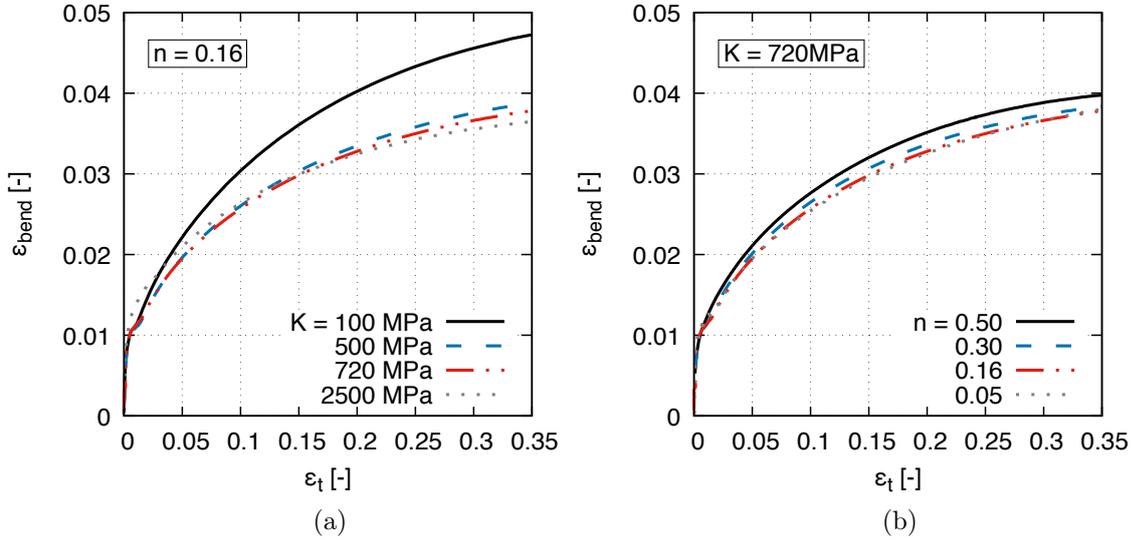


Figure 2.6 – Influence des paramètres de la loi de Swift sur la déformation de flexion : (a) module de plasticité et (b) coefficient d'écouissage ($D/t_0 = 41.7$).

Les résultats présentés sur la figure 2.7 pour le modèle de Voce montrent l'influence des paramètres de plasticité pour un jeu de paramètres d'élasticité fixé à $E = 75$ GPa et $\sigma_0 = 300$ MPa. La contrainte de saturation est la valeur asymptotique de la contrainte $\sigma_{sat} = \sigma_0 + B$, et le coefficient de vitesse de saturation C définit la forme de la courbe de plasticité. Les effets de B (figure 2.7a) et de C (figure 2.7b) sur la déformation de flexion sont négligeables.

Il apparait clairement que les paramètres élastiques et plastiques ont un effet couplé sur la déformation de flexion, néanmoins ce couplage reste difficile à prendre en compte. Comme première approche, seul l'effet du module de Young sera pris en compte pour la nouvelle approximation de la déformation de flexion.

2.3.2.5 Construction de la nouvelle approximation de ε_{33}^{bend}

Une nouvelle variable appelée *déformation de flexion maîtresse* (notée $\varepsilon_{bend}^{master}$) est recherchée en tenant compte des observations effectuées dans les sections précédentes. Elle permet de relier la déformation de flexion avec les observables de l'essai de bulge. Cette variable est construite de manière empirique pour prendre toujours les mêmes valeurs quel que soit le comportement et la géométrie. La formulation

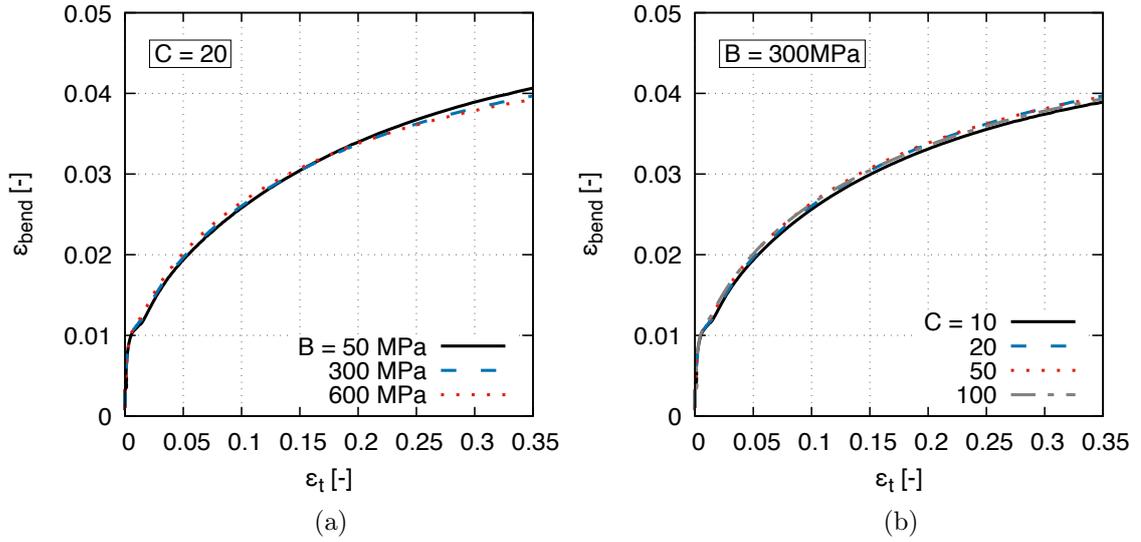


Figure 2.7 – Influence des paramètres de la loi de Voce sur la déformation de flexion : (a) contrainte de saturation et (b) vitesse de saturation ($D/t_0 = 41.7$).

de la déformation de flexion maîtresse tient compte du module de Young E et de l'influence du rapport D_c/t_0 avec

$$D_c = \frac{D\rho_{out}}{\rho_{out} + r_{die}} \quad (2.11)$$

permettant de tenir compte du rayon de fuite de la matrice qui devient non négligeable lorsque le diamètre d'ouverture diminue (voir figure 2.2 pour les différentes grandeurs géométriques). De plus, lors de la conception du montage, le rayon de fuite de la matrice doit être choisi suffisamment grand pour éviter une rupture prématurée du matériau près du bord de la matrice. Comme évoqué précédemment, l'influence des paramètres d'écoulement plastique sur ε_{33}^{bend} est difficilement modélisable et n'est donc pas intégrée à la formulation de $\varepsilon_{bend}^{master}$.

La déformation de flexion maîtresse est exprimée avec un terme linéaire entre la déformation de flexion et le rapport D_c/t_0 permettant de tenir compte de l'influence de la géométrie et un terme linéaire entre le module de Young et D_c/ρ_{out} (la courbure normalisée) permettant d'inclure l'influence de E :

$$\varepsilon_{bend}^{master} = \varepsilon_{33}^{bend} \cdot \frac{D_c}{t_0} - \frac{D_c}{\rho_{out}} \cdot \frac{E}{A} = f\left(\frac{\rho_{out}}{D_c}\right) \quad (2.12)$$

avec $A = 2000GPa$, un paramètre réglé pour minimiser la différence entre $\varepsilon_{bend}^{master}$ pour $E = 75 GPa$ et pour $E = 210 GPa$. La déformation de flexion maîtresse est tracée sur la figure 2.8 pour différents modèles simulés, en début d'essai ρ_{out}/D_c

vaut $+\infty$ et en fin d'essai sa valeur s'approche de 0.5. Les courbes obtenues pour différentes valeurs de D , r_{die} , E , K et n sont approchées à l'aide de l'équation 2.13. Elle est construite pour modéliser d'une part l'influence globale de ρ_{out}/D_c entre $[1; +\infty]$ avec une fonction inverse et d'autre part le changement d'évolution de la déformation de flexion maîtresse lorsque ρ_{out}/D_c diminue et devient inférieur à 1, interprété à l'aide de la fonction logarithme népérien. La valeur 0.5 à l'intérieur de la fonction logarithme népérien permet d'imposer la limite de gonflement à une valeur de rayon de courbure de l'échantillon proche du rayon d'ouverture courant ($\lim \rho_{out} = D_c/2$). Seuls les modèles suivant une loi de Swift ont été utilisés. Pour trouver les différents paramètres de f , on utilise l'algorithme de Marquardt-Levenberg appliqué à la méthode des moindres carrés ([39]).

$$f\left(\frac{\rho_{out}}{D_c}\right) = \frac{a \cdot \ln\left(d\left(0.5 + \frac{\rho_{out}}{D_c}\right)\right)}{\left(\frac{\rho_{out}}{D_c} + c\right)^b} \quad (2.13)$$

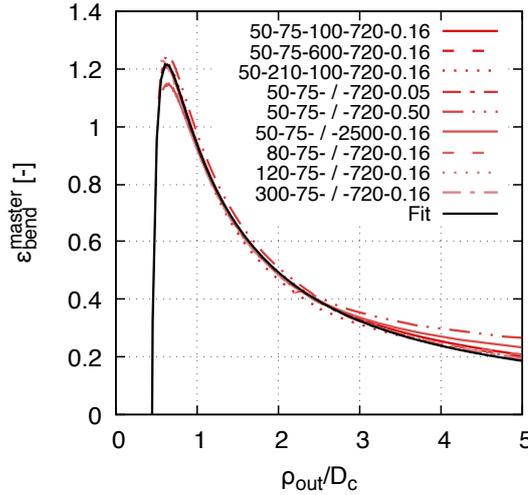


Figure 2.8 – Déformation de flexion maîtresse pour différents jeux de paramètres $D[mm]$ - $E[GPa]$ - $\sigma_0[MPa]$ - $K[MPa]$ - $n[-]$

Le résultat obtenu donne les valeurs de paramètres : $a = 1.116$, $b = 1.527$, $c = -0.320$ et $d = 1.062$.

Enfin, la nouvelle approximation de la déformation de flexion est exprimée en isolant ε_{33}^{bend} dans l'équation 2.12 :

$$\varepsilon_{33}^{bend} = -\frac{t_0}{D_c} \left[\frac{1.116 \times \ln\left(1.062\left(0.5 + \frac{\rho_{out}}{D_c}\right)\right)}{\left(\frac{\rho_{out}}{D_c} - 0.320\right)^{1.527}} + \frac{D_c}{\rho_{out}} \frac{E}{A} \right] \quad (2.14)$$

2.3.3 Analyse des résultats

2.3.3.1 Déformation de flexion

Sur la figure 2.9, pour les mêmes conditions que la figure 2.4, on peut observer que la déformation de flexion augmente rapidement dans les premiers instants de l'essai et qu'elle atteint une valeur asymptotique. La norme recommande de vérifier que la déformation de flexion reste négligeable face à la déformation d'épaisseur mesurée. Pour un rapport $D/t_0 = 100$, qui est le cas limite d'application de la norme, l'équation standard utilisée pour estimer la déformation de flexion donne une erreur relative moyenne de 11% pour $\varepsilon_{33} \in [0, 0.3]$, contre moins de 1% avec l'équation proposée ici. Les même niveaux d'erreur sont observés lorsque $D/t_0 = 41.7$. Pour le plus petit ratio d'ouverture sur épaisseur de matériau, $D/t_0 = 25$, la nouvelle approximation donne 4% d'erreur contre 15% pour l'équation de la norme.

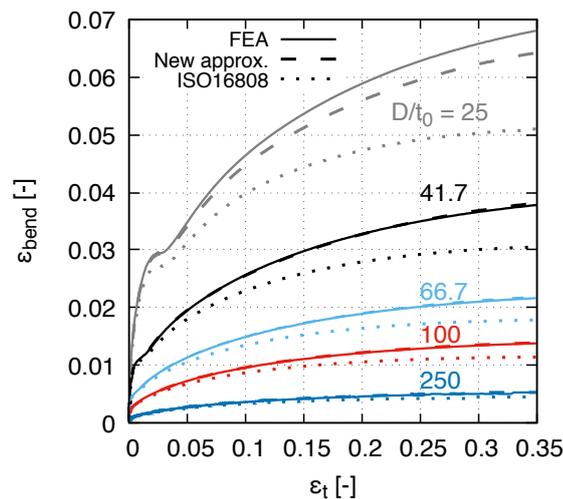


Figure 2.9 – Évolution de la déformation de flexion au sommet du bulge : valeurs numériques FEA (traits continus), approximation de la norme (pointillés) et nouvelle approximation (tirets).

La déformation de flexion est calculée avec la nouvelle approximation pour une large gamme de paramètres de modèles. Dans les paragraphes suivants, ε_{33}^{bend} est calculée pour trois lois de Swift et 3 lois de Voce provenant de la littérature. Les différents jeux de paramètres utilisés sont résumés dans les tableaux 2.1 et 2.2. Les alliages d'aluminium AA-1050-O et AA-6022-T4 [40] ont été choisis car ils atteignent de faibles niveaux de contrainte, se situant donc dans la limite basse des modèles utilisés pour calibrer l'équation de la déformation de flexion. L'acier 22MnB5 [41] atteint un très haut niveau de contrainte et l'alliage de titane Ti6Al4V [42] possède une haute limite élastique et un faible écrouissage. Ils sont tous utilisés dans cette

étude sur une géométrie de petit bulge avec $D/t_0 = 41.7$ ($D = 50$ mm, $t_0 = 1.2$ mm et $r_{die} = 7$ mm).

Table 2.1 – Paramètres des modèles utilisant la loi de Swift

Material	E [GPa]	ε_0 [-]	K [MPa]	n [-]
AA-1050-O	72	0.0005	132	0.285
Ti6Al4V	114	0.00849	1563.8	0.179
22MnB5	210	0.00003696	2458	0.117

Table 2.2 – Paramètres des modèles utilisant la loi de Voce

Material	E [GPa]	σ_0 [MPa]	B [MPa]	C [-]
AA-6022-T4	72	162	234	6.745
Ti6Al4V	114	1007.7	389.2	4.75
22MnB5	210	921.9	662.6	208.3

L'erreur relative commise sur la déformation de flexion est calculée pour les 6 lois de comportement avec la nouvelle formulation et avec l'approximation standard donnée par la norme ISO16808. L'erreur est calculée par :

$$Error(\%) = \frac{\varepsilon_{bend}^{approx} - \varepsilon_{bend}^{FEA}}{\varepsilon_{bend}^{FEA}} \cdot 100 \quad (2.15)$$

La figure 2.10 montre l'évolution de l'erreur commise sur le calcul de la déformation de flexion. La nouvelle formulation et l'approximation standard sont tracées respectivement en noir et rouge.

L'erreur moyenne commise sur l'ensemble des géométries testées (non présenté sur les figures) est de plus de 10% avec le calcul standard et moins de 5% avec le nouveau calcul. La nouvelle formulation donne pour $D/t_0 > 40$ une erreur inférieur à 2%, c'est seulement pour le ratio $D/t_0 = 25$ qu'elle donne une erreur de 5%, résultat qui reste bien meilleur que les 25% d'erreur atteints par la formulation standard.

L'amélioration obtenue avec le calcul proposé dans ces travaux est aussi observée pour les tests effectués avec les différentes lois de Swift et de Voce. Pour les modèles de Swift, l'erreur se situe entre -20% et 10% (fig.2.10a), pour la plupart des matériaux atteignant des niveaux de contrainte moyens (500 à 1500 MPa), l'erreur obtenue est de $\pm 5\%$. Les résultats atteignent 10% pour les matériaux combinant un haut module de Young ($E = 210$ GPa) et haut module de plasticité ($K > 1900$ MPa). Au contraire, les matériaux atteignant une erreur de près de -20% ont des modules

très bas ($E = 75$ GPa et $K = 100$ MPa). Les mêmes observations peuvent être effectuées sur les simulations effectuées avec un modèle de Voce. La plupart des erreurs calculées sont à $\pm 4\%$, excepté pour les matériaux ayant des hauts niveaux de contraintes ($\sigma_0 = 1200$ MPa et $\sigma_{sat} = 1900$ MPa) atteignant 7% d'erreur et ceux ayant des bas niveaux de contraintes ($\sigma_0 = 50$ MPa et $\sigma_{sat} = 350$ MPa) atteignant -8% d'erreur.

Quel que soit le modèle, l'erreur commise avec le calcul standard excède les 10% (en valeur absolue) à 0.1 de déformation et atteint entre 15% et 35% d'erreur en dessous de la valeur FEA de déformation de flexion.

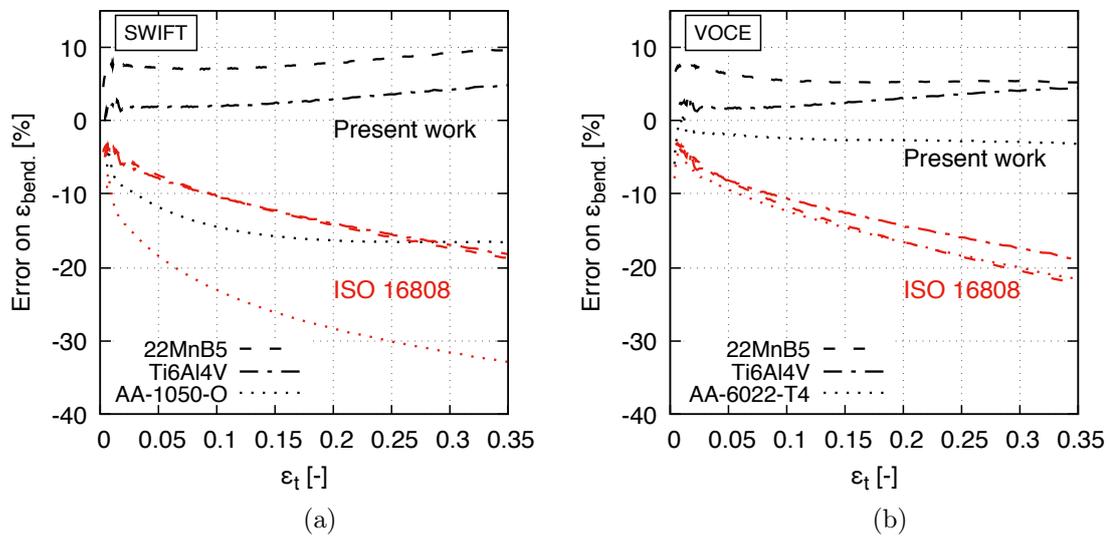


Figure 2.10 – Erreur relative entre la valeur FEA et l'approximation de la déformation de flexion pour les différents modèles (a) de Swift et (b) de Voce ($D/t_0 = 41.7$).

Les valeurs obtenues de l'erreur sur le calcul de la déformation de flexion semblent importantes mais son effet reste limité sur le calcul de l'épaisseur présenté dans la partie suivante. Pour $D/t_0 = 41.7$, l'erreur maximum commise sur la déformation de flexion avec la nouvelle estimation est de 20% , et la déformation de flexion pour $\epsilon_{33} = 0.1$ vaut 0.025 (sur le cas de la figure 2.9), l'erreur sur la déformation d'épaisseur est donc de l'ordre de 0.005 , soit 5% . Avec le calcul standard, l'erreur d'estimation sur la déformation de flexion pouvant atteindre 35% , dans les mêmes conditions, elle est de l'ordre de 0.00875 sur la déformation d'épaisseur soit près de 9% d'erreur sur le calcul de la déformation d'épaisseur. L'écart provoqué sur le calcul de l'épaisseur est alors obtenu par :

$$\Delta t = t_0 e^{\epsilon_{33}} \cdot \Delta \epsilon_{33} \quad (2.16)$$

si $t_0 = 1$ mm, $\Delta t \approx 0.005$ mm pour l'estimation de la déformation de flexion proposée et 0.008 mm pour le calcul standard. Néanmoins, l'erreur commise sur l'épaisseur ne dépend pas seulement de celle provenant de la déformation de flexion mais aussi de la prise en compte de la déformation élastique, et expérimentalement de la mesure de l'épaisseur initiale et du champ de déformation sur la surface.

2.3.3.2 Épaisseur

La mesure de l'épaisseur est très importante pour le calcul de la contrainte de bulge, une faible variation peut significativement changer la valeur de la contrainte. Pour des valeurs de P et de ρ données dans l'équation de la contrainte (équation 2.3), un écart provoqué par l'épaisseur sur la contrainte peut être calculé par :

$$\Delta\sigma_B = -\frac{P\rho}{2t^2} \cdot \Delta t \quad (2.17)$$

$\Delta\sigma_B$ est d'autant plus important que t est petit.

Expérimentalement, l'épaisseur est calculée à partir de la mesure de déformation sur la surface extérieure. Pour obtenir une meilleur évaluation de l'épaisseur, il est possible de la calculer à partir de la déformation moyenne d'épaisseur. La déformation de flexion est soustraite à la déformation mesurée sur la surface extérieur, on obtient alors ε_{33}^{av} qui est utilisée pour calculer l'épaisseur courante t :

$$\begin{aligned} t &= t_0 \exp(\varepsilon_{33}^{av}) \\ &= t_0 \exp(\varepsilon_{33}^{out} - \varepsilon_{33}^{bend}) \\ &= t_0 \exp \left(-(\varepsilon_{11}^{out} + \varepsilon_{22}^{out}) + 2\frac{1-2\nu}{E}\sigma_b \right. \\ &\quad \left. + \frac{t_0}{D_c} \left[\frac{1.116 \cdot \ln(1.062 \cdot (0.5 + \frac{\rho_{out}}{D_c}))}{(\frac{\rho_{out}}{D_c} - 0.320)^{1.527}} + \frac{D_c}{\rho_{out}} \frac{E}{2 \cdot 10^6} \right] \right) \end{aligned} \quad (2.18)$$

La figure 2.11 montre l'évolution de l'épaisseur normalisée (t/t_0) en fonction de la hauteur normalisée (h/D_c). Pour des grandes valeurs de D/t_0 , la formulation standard donne une bonne approximation de l'épaisseur, mais pour les petites valeurs de D/t_0 , l'approximation s'éloigne de la valeur FEA de l'épaisseur, alors que la formulation proposée donne une valeur précise de l'épaisseur pour les deux géométries présentées.

Sur la figure 2.12, l'erreur commise sur le calcul de l'épaisseur est tracée en fonction de la déformation d'épaisseur. L'erreur relative sur l'épaisseur est calculée

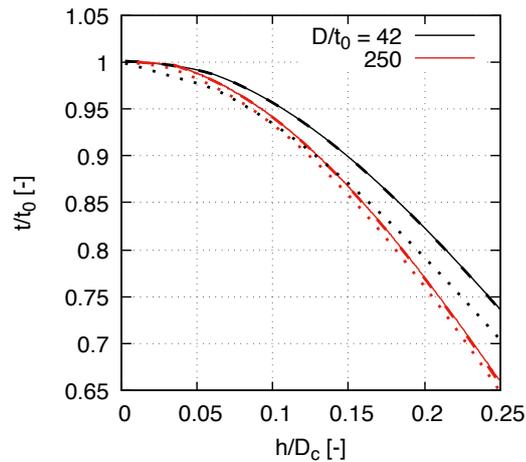


Figure 2.11 – Épaisseur normalisée pour deux valeurs de D/t_0 : valeurs FEA (traits continus), approximation de la norme (pointillés) et nouvelle approximation (tirets).

avec :

$$Error[\%] = \frac{t^{approx} - t^{FEA}}{t^{FEA}} \times 100 \quad (2.19)$$

Dans tous les cas modélisés, le calcul proposé donne de meilleurs résultats que les formules standard.

Le calcul standard de l'épaisseur est sensible à la géométrie (fig.2.12a), atteignant jusqu'à -7% d'erreur pour les petites valeurs de D/t_0 . Même pour $D/t_0 > 100$ l'erreur commise est supérieur à 1% (en valeur absolue). La principale source d'erreur pour les grandes valeurs de D/t_0 est la non prise en compte de la déformation élastique. Avec l'équation proposée ici (eq.2.18), l'erreur atteint -0.7% pour $\varepsilon_t = 0.3$ dans le pire des cas.

Pour les 6 différents modèles de Swift et de Voce, le calcul standard donne des erreurs passant rapidement les 3% dans tous les cas. La formulation proposée permet d'obtenir une erreur inférieure à 0.5% (en valeur absolue) dans la plupart des cas, elle excède 1% seulement pour les matériaux avec des niveaux de contrainte très faibles. Parmi tous les calculs effectués, l'erreur n'excède jamais 1.7% avant d'atteindre une déformation dans l'épaisseur de 0.3 au sommet du bulge.

2.3.4 Conclusions

Pour atteindre des hautes vitesses de déformations avec l'essai de bulge, il est nécessaire de passer par la réduction du diamètre d'ouverture du dispositif. Pour pouvoir

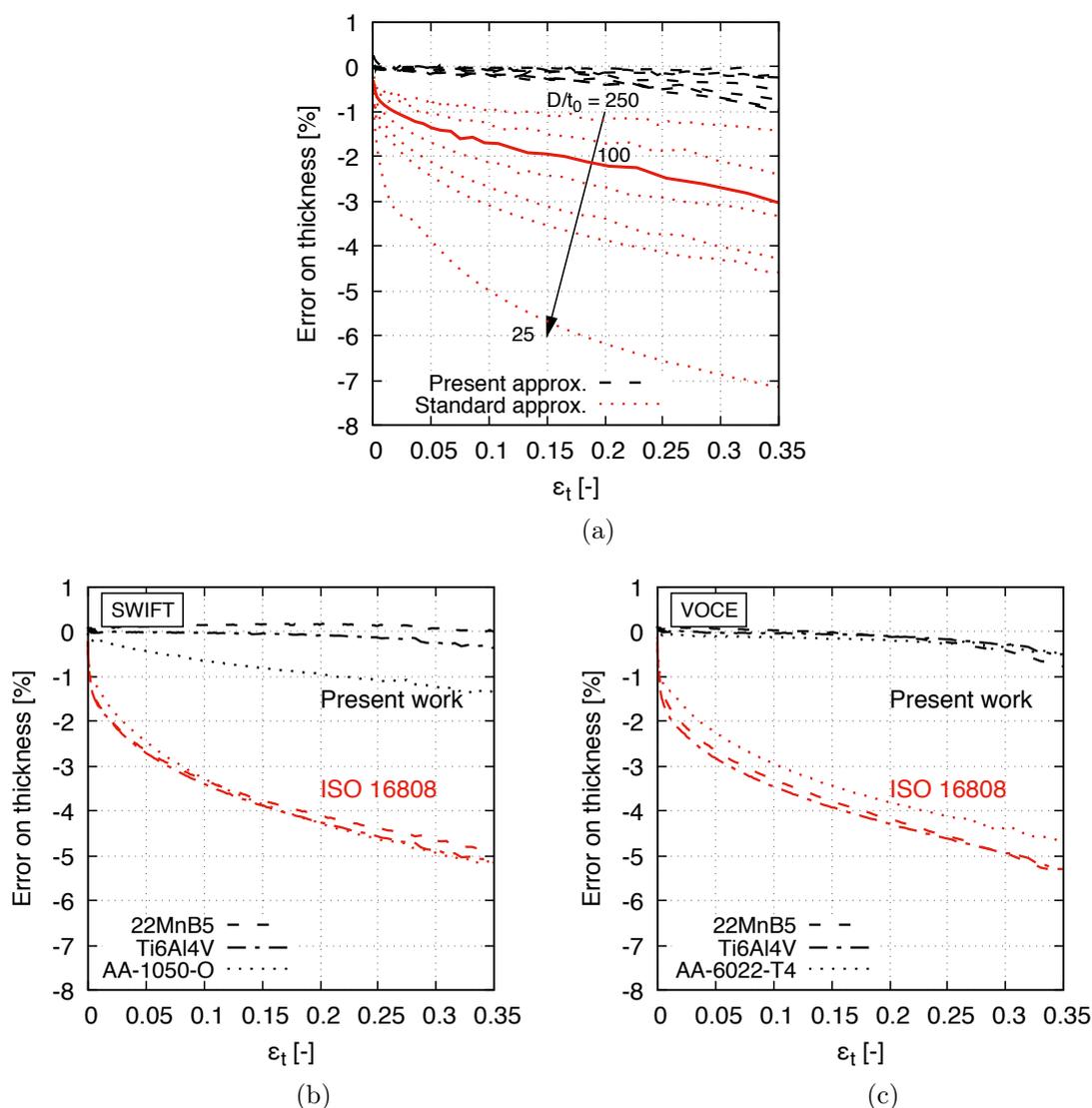


Figure 2.12 – Erreur relative entre la valeur FEA et l’approximation de l’épaisseur pour (a) différentes géométries, (b) modèles de Swift et (c) modèles de Voce ($D/t_0 = 41.7$).

analyser ces essais, une nouvelle solution est proposée afin de déterminer avec précision d’évolution de l’épaisseur au sommet.

L’analyse théorique du calcul de l’épaisseur conduit à prendre en compte le calcul de la déformation élastique dans la direction de l’épaisseur et à utiliser une déformation moyenne dans l’épaisseur au sommet.

Le calcul de la déformation élastique dans l’épaisseur se fait grâce à l’approximation standard de la contrainte biaxiale au sommet. La déformation moyenne dans l’épaisseur n’est pas directement accessible. Pour obtenir un calcul précis de cette valeur, la déformation d’épaisseur sur la surface externe est utilisée et la déformation de flexion

est analysée.

La déformation de flexion dépend principalement du rapport géométrique D_c/t_0 et du module de Young. L'effet des paramètres des modèles de plasticité est aussi observé. Une nouvelle approximation de la déformation de flexion est donc proposée incluant les effet de D_c/t_0 et E . Le nouveau calcul de la déformation de flexion donne une meilleur description de l'évolution de cette déformation que l'approximation standard définie dans la norme ISO16808.

Le nouveau calcul donne des valeurs de l'épaisseur avec moins de 1% d'erreur pour des déformations allant jusqu'à $\varepsilon_t < 0.35$. La formulation proposée permet d'améliorer le calcul de l'épaisseur pour $D/t_0 > 100$ et d'étendre l'analyse du bulge test jusqu'à $D/t_0 \approx 40$ et pour une large variété de matériaux métalliques.

2.4 Amélioration du calcul de la contrainte au sommet du bulge

Dans cette partie, la même étude numérique que la partie précédente sur le calcul de l'épaisseur est utilisée pour effectuer les différentes observations et pour comparer la méthode proposée à l'analyse standard. Aussi, les données issues de la simulation sont indiquées avec l'exposant FEA.

2.4.1 Observations sur l'évolution du rayon de courbure

2.4.1.1 Calcul du rayon de courbure et de la contrainte

Pour les hautes valeurs de rapport géométriques ($D/t_0 > 100$), la contrainte est calculée d'après la théorie des membranes. L'état de contrainte équi-biaxial conduit à la simplification :

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_B \quad (2.20)$$

où σ_1 et σ_2 sont les contraintes dans les directions principales. Le rayon de courbure est calculé avec :

$$\rho = \left[\frac{1}{2} \left(\frac{1}{\rho_1} + \frac{1}{\rho_2} \right) \right]^{-1} \quad (2.21)$$

où ρ_1 et ρ_2 sont les rayons de courbure de l'échantillon dans les directions prin-

principales. Dans cette partie, le matériau est toujours considéré comme étant isotrope, de telle sorte que $\rho_1 = \rho_2 = \rho$.

Dans l'annexe C de la norme ISO 16808:2014, ρ est calculé en approchant une fonction parabolôïde à la surface observable, et permet donc d'obtenir le rayon de courbure externe de la tôle. Mulder *et al.* [34] a montré qu'un ellipsoïde correspond mieux à la forme du bulge.

Dans cette étude, les modèles sont axi-symétriques. La coupe de la surface étudiée, représentée par les coordonnées des nœuds de cette surface, sera approchée par un polynôme pair de degré 8 :

$$y(x) = \sum_{2n=0}^8 a_{2n} x^{2n} \quad (2.22)$$

Le rayon de courbure est alors calculé à l'aide de l'équation suivante :

$$\rho(x=0) = \frac{(1 + y'^2)^{3/2}}{y''} \quad (2.23)$$

ce qui permet d'en déduire la contrainte à partir de l'équation de Laplace [43] :

$$\sigma_B = \frac{P\rho}{2t} \quad (2.24)$$

2.4.1.2 Impact du rayon de courbure sur le calcul de la contrainte

Le calcul de l'épaisseur ayant été amélioré dans la section précédente de ce chapitre, la seule grandeur permettant d'apporter une nouvelle amélioration au calcul de la contrainte est la mesure du rayon de courbure au sommet. Sur la figure 2.13a, sont comparés la contrainte au sommet du bulge de rapport $D/t_0 = 250$ calculée avec le rayon de courbure externe qui donne la valeur référence et la contrainte du bulge de rapport $D/t_0 = 41.7$ calculée avec le rayon externe et avec le rayon moyen. Pour l'ensemble des courbes les autres variables sont prises comme étant parfaitement connues : $t = t^{FEA}$, $\varepsilon_t = \varepsilon_t^{FEA}$. Le rayon moyen est calculé, en supposant une évolution linéaire du rayon de courbure dans l'épaisseur, par :

$$\rho_{av}^{FEA} = \frac{\rho_{out}^{FEA} + \rho_{in}^{FEA}}{2} \quad (2.25)$$

La contrainte donnée par calcul à partir du rayon externe est sensible au rapport géométrique D/t_0 . Sur cet exemple, à la valeur de déformation $\varepsilon_t = 0.3$, la contrainte

donnée par le faible rapport géométrique est 20 MPa au dessus de la courbe de référence. Le calcul de la contrainte en utilisant le rayon de courbure moyen est 5 MPa au dessous pour la même valeur de déformation. La courbe obtenue avec le rayon de courbure moyen coïncide presque parfaitement avec la loi de comportement du modèle (fig.2.13b).

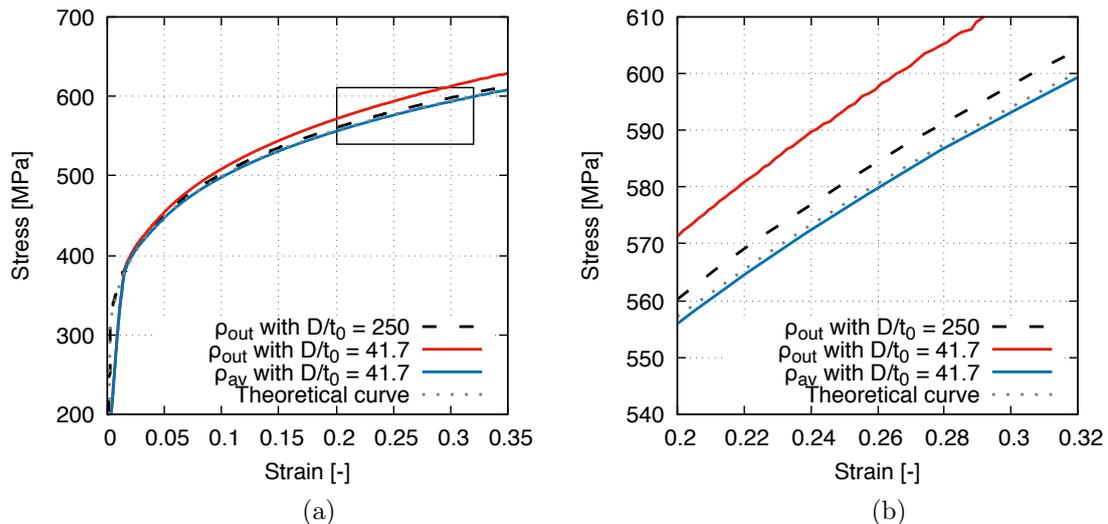


Figure 2.13 – Calcul de la contrainte de bulge à partir des rayons de courbures externe et moyen, comparaison avec la méthode de référence et avec la loi de comportement théorique : (a) vue globale (b) agrandissement. La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75$ GPa, $K = 720$ MPa et $n = 0.16$.

2.4.1.3 Comparaison de ρ_{in} , ρ_{out} et ρ_{av}

Afin d'améliorer le calcul de la contrainte pour des essais de bulge de géométries $D/t_0 < 100$, en plus de l'amélioration apportée dans la partie précédente au calcul de l'épaisseur, il est nécessaire de corriger aussi la mesure du rayon de courbure.

Le rayon de courbure utilisé pour le calcul standard de la contrainte est celui qui est directement mesuré, c'est à dire le rayon de courbure extérieur de l'échantillon (ρ_{out}). Cependant, comme dans le calcul de l'épaisseur le rayon de courbure varie dans l'épaisseur de l'échantillon. La figure 2.14 proposée par Vucetic *et al.* [3], il apparait que le rayon de courbure de l'échantillon varie dans l'épaisseur. Il est aussi précisé que la surface au milieu de l'épaisseur permet de mieux calculer la courbure de la tôle. Le schéma montre aussi que les centres de courbures des différentes surfaces sont différents. Ce phénomène est dû à la localisation de l'amincissement de la tôle au sommet. Le bulge permet en effet d'obtenir une striction diffuse au

sommet ([44]).

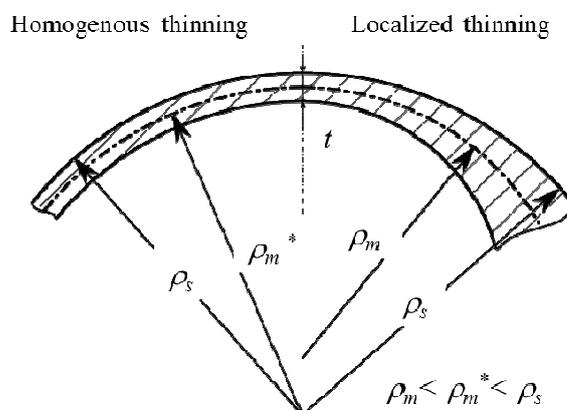


Figure 2.14 – Évolution de la courbure de l'échantillon de bulge par Vucetic *et al.* [3].

Sur un cas particulier, figure 2.15, l'épaisseur initiale de la tôle est de 1.2 mm, or il y a une différence de près de 2 mm entre les rayons de courbures calculés sur la surface externe et sur la surface interne. On observe aussi que :

$$\rho_{av} \neq \rho_{out} - \frac{t}{2} \quad (2.26)$$

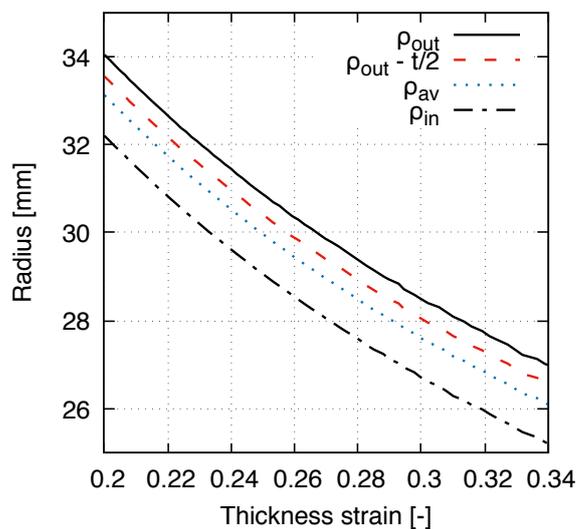


Figure 2.15 – Comparaison des rayons de courbures externe, moyen et interne pour une simulation avec $D/t_0 = 41.7$. La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75$ GPa, $K = 720$ MPa et $n = 0.16$.

Il n'y a apparemment pas de relation simple entre le rayon de courbure externe

et le rayon de courbure moyen. Dans la suite, la relation entre ces deux rayons de courbure est analysée afin de vérifier l'influence des paramètres géométriques et matériaux sur cette relation. Une formulation du rayon de courbure moyen sera alors proposée.

2.4.2 Analyse du rayon de courbure moyen

Afin d'analyser la variation du rayon de courbure moyen suivant les paramètres du modèle, on propose de tracer la fonction suivante :

$$f_{\rho}(t^{FEA}/t_0) = \frac{\rho_{out}^{FEA} - \rho_{av}^{FEA}}{t^{FEA}} \quad (2.27)$$

Cette fonction permet de normer la différence entre les rayons de courbure.

2.4.2.1 Influence de la géométrie

Sur la figure 2.16, la première remarque que l'on peut faire est que la valeur de la fonction f_{ρ} est autour de 1 quelle que soit la géométrie. Ce qui signifie $\rho_{av} \approx \rho_{out} - 1 \cdot t$, alors que la valeur de 0.5 a été utilisée par Reis *et al.* [32] et 0.6 par Ranta-Eskola [45] pour le calcul d'un rayon moyen. f_{ρ} n'est pas sensible au rapport géométrique D/t_0 . Sa valeur atteint rapidement 1, dans cet exemple, et diminue ensuite pendant le reste de l'essai. La forme prise par la courbe laisse penser que f_{ρ} est une fonction affine de l'épaisseur lorsque $t/t_0 < 0.97$.

2.4.2.2 Influence des paramètres de lois de comportement

Les effets du module de Young et de la contrainte limite élastique sur la fonction f_{ρ} peuvent être observés sur la figure 2.17. L'évolution de la fonction diffère entre les modèles avec la loi de Swift et ceux avec la loi de Voce. Sur les modèles de type Swift (fig.2.17a), E et σ_0 n'ont aucun effet sur f_{ρ} . Sur les courbes des modèles de type Voce (fig.2.17b), on remarque que E n'a aucun effet alors que σ_0 influence les valeurs prises par f_{ρ} . Comme évoqué dans les sections précédentes, il y a un effet couplé du modèle de plasticité avec les paramètres élastiques. Ici, sur le modèle de Voce, nous avons choisi de fixer σ_{sat} ce qui signifie que B varie en même temps que la valeur de σ_0 , ce qui change donc la forme de l'écrouissage. Néanmoins, en fixant B (résultats non présentés sur la figure) alors σ_{sat} varie avec σ_0 , on retrouve tout de même une influence de σ_0 , plus la contrainte limite élastique est grande et plus la fonction f_{ρ} prend des valeurs élevées.

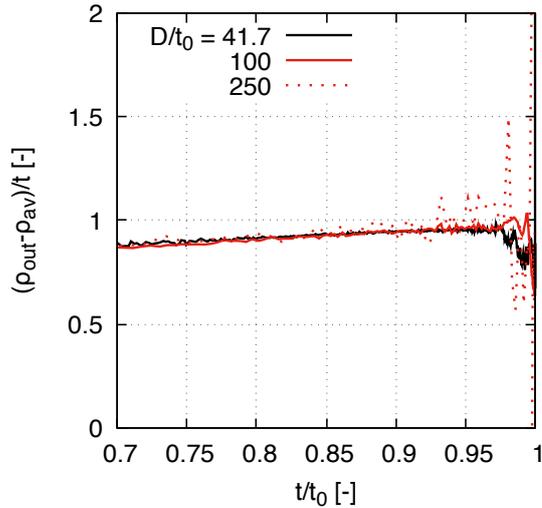


Figure 2.16 – Courbes de la fonction f_ρ pour différents rapports D/t_0 . La loi de comportement utilisée est une loi de Swift avec $E = 75 \text{ GPa}$, $K = 720 \text{ MPa}$ et $n = 0.16$.

Sur la figure 2.18, on retrouve l'influence des paramètres plastiques des lois de comportement sur f_ρ . Sur les modèles avec une plasticité de type Swift (fig.2.18a), le module de plasticité K (avec $E = 75 \text{ GPa}$ et $n = 0.16$) n'a aucun impact sur la fonction, alors que le coefficient d'érouissage n (avec $E = 75 \text{ GPa}$ et $K = 720 \text{ MPa}$) semble à la fois changer la pente et la hauteur de la courbe de f_ρ . Plus n est important et plus la pente est élevée, mais les valeurs prises sont globalement plus basses. Pour les matériaux modélisés par une loi de Swift, f_ρ est une fonction affine (sauf dans les premiers instants de l'essai lorsque $1 > t/t_0 > 0.95$) qui dépend du coefficient d'érouissage. Sur les modèles avec une plasticité de type Voce (fig.2.18b), les deux paramètres σ_{sat} (avec $E = 75 \text{ GPa}$, $\sigma_0 = 300 \text{ MPa}$ et $C = 20$) et C (avec $E = 75 \text{ GPa}$, $\sigma_0 = 300 \text{ MPa}$ et $\sigma_{sat} = 600 \text{ MPa}$) influencent f_ρ , les valeurs prises par la fonction diminuent avec l'augmentation de σ_{sat} et augmentent avec C . L'effet de ces deux paramètres, couplé à celui de la contrainte limite élastique est difficile à prendre en compte.

2.4.2.3 Expression de ρ_{av} en fonction de ρ_{out} et n (modèle de Swift)

Nous avons vu dans le paragraphe précédent que la fonction f_ρ a une forme affine et qu'elle dépend, pour les modèles avec une plasticité de type Swift, du seul coefficient d'érouissage n .

Dans un premier temps, les courbes de f_ρ obtenues pour les modèles avec dif-

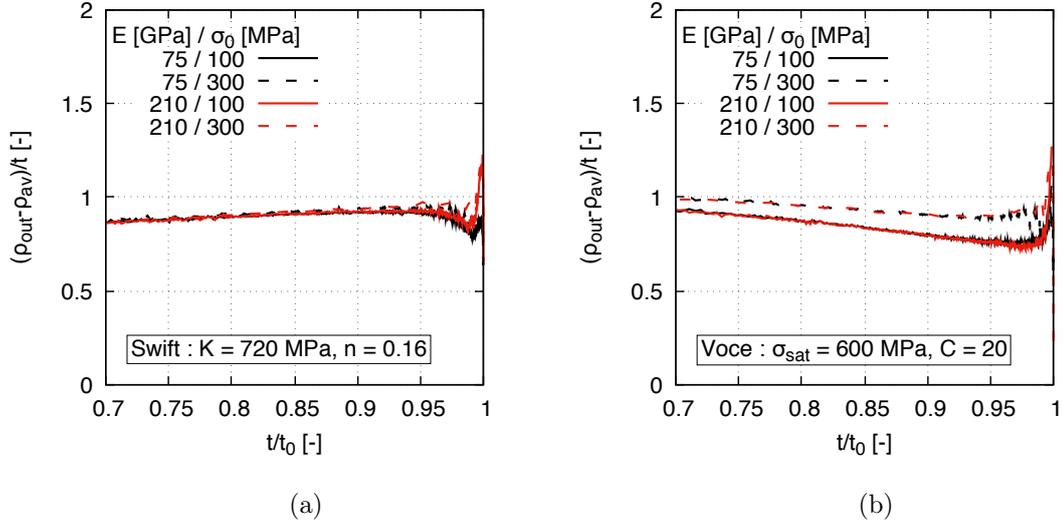


Figure 2.17 – Effet du module de Young et de la contrainte limite élastique sur la fonction f_ρ : avec (a) une loi de Swift et (b) une loi de Voce.

férentes valeurs de n sont approchés avec une fonction affine :

$$f_n \left(\frac{t}{t_0} \right) = \alpha_n \frac{t}{t_0} + \beta_n \quad (2.28)$$

Les valeurs obtenues pour α_n et β_n sont ensuite approchées avec des polynômes de degré 2 visibles sur la figure 2.19 :

$$\alpha(n) = \alpha_a n^2 + \alpha_b n + \alpha_c = -3.5n^2 + 3.8n - 1.5 \quad (2.29)$$

$$\beta(n) = \beta_a n^2 + \beta_b n + \beta_c = 4.2n^2 - 4.6n + 2.4 \quad (2.30)$$

Il est alors possible de calculer le rayon de courbure moyen en remplaçant α_n et β_n par $\alpha(n)$ et $\beta(n)$ dans l'équation (2.28) et en posant l'égalité entre cette nouvelle équation et l'équation (2.27). On obtient alors :

$$\rho_{av} = \rho_{out} - \alpha(n) \cdot \frac{t^2}{t_0} - \beta(n) \cdot t \quad (2.31)$$

Sur la figure 2.20 sont tracées les erreurs relatives sur le calcul du rayon de courbure moyen pour un modèle. L'erreur relative est calculée par l'équation suivante :

$$Error[\%] = \frac{\rho_{av}^{approx} - \rho_{av}^{FEA}}{\rho_{av}^{FEA}} \times 100 \quad (2.32)$$

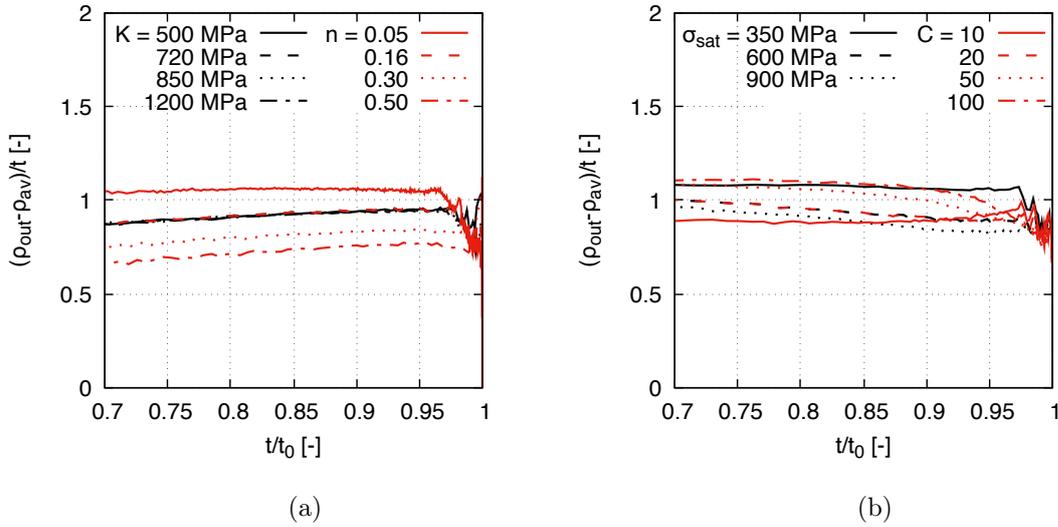


Figure 2.18 – Effet des paramètres plastiques sur la fonction f_ρ : (a) K et n pour la loi de Swift et (b) B et C pour la loi de Voce.

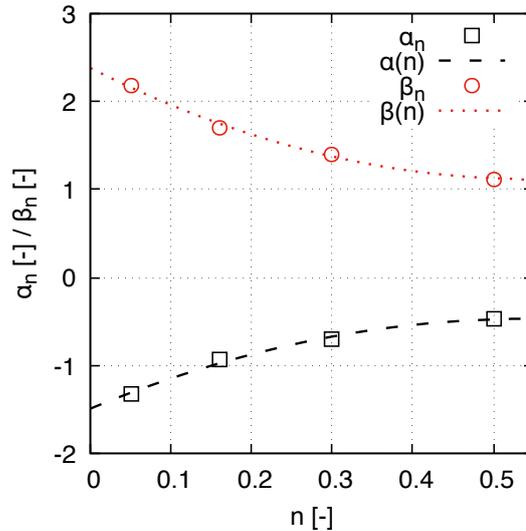


Figure 2.19 – Valeurs de α_n et β_n en fonction de n .

où ρ_{av}^{approx} prend la valeur de la formulation proposée (eq.(2.31)) et la valeur donnée par $\rho_{out} - t/2$, avec dans les deux cas, $n = n^{FEA}$ et $t = t^{FEA}$. Sur cet exemple, l'approximation de ρ_{av} proposée montre clairement un résultat bien meilleur que l'approximation $\rho_{out} - t/2$. On passe d'une erreur atteignant 1.7% (pour $\varepsilon_t = 0.3$) à une erreur inférieure à 0.2% (en valeur absolue).

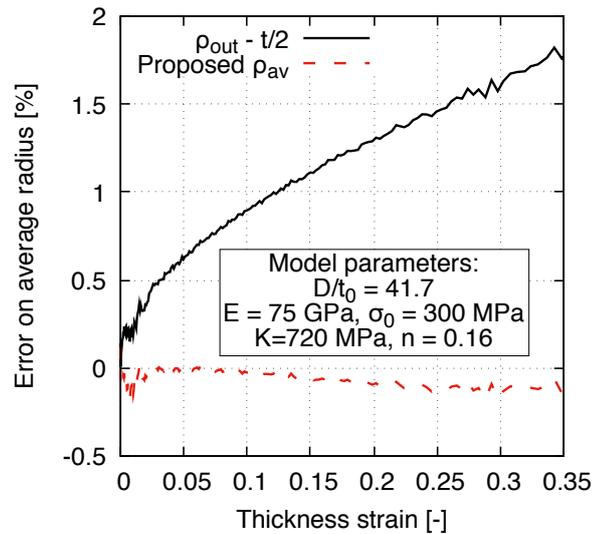


Figure 2.20 – Erreur obtenue sur le calcul du rayon de courbure moyen à partir de l'équation proposée.

2.4.2.4 Extension du calcul de ρ_{av} au modèle de Voce

Nous avons observé sur la figure 2.18b que la relation entre ρ_{av} , ρ_{out} et les paramètres matériaux est bien plus difficile à établir dans le cas d'une loi de Voce que dans une loi de type Swift. La solution proposée est donc d'approcher la loi de Voce par une loi de Swift définie par intervalles.

Sur la figure 2.21, une loi de Voce définie sur l'intervalle $[0; 1]$ est approchée par 10 lois de Swift sur chacun des 10 sous-intervalles de longueur 0.1. L'erreur relative entre l'approximation et la loi de Voce sur cet exemple est inférieure à 2.5% et diminue rapidement pour devenir quasiment nulle. Sur chaque intervalle, le fit des différentes lois de Swift permet d'obtenir un jeu de coefficients n_i . Le rayon de courbure moyen peut alors être calculé sur chacun des intervalles de déformation. Expérimentalement, pour appliquer cette méthode, la taille des intervalles est choisie en fonction du nombre de mesures effectuées pendant l'essai et de la valeur maximale de la déformation plastique. Augmenter le nombre d'intervalles permet d'avoir une solution plus précise mais nécessite d'avoir suffisamment d'informations.

2.4.2.5 Calcul de la courbe de contrainte-déformation

Le diagramme présenté en figure 2.22 résume la méthode de calcul de la courbe contrainte-déformation équi-biaxiale. Le champ de déplacement de la face externe de l'éprouvette est mesuré par stéréo corrélation d'images, ce qui permet de retrou-

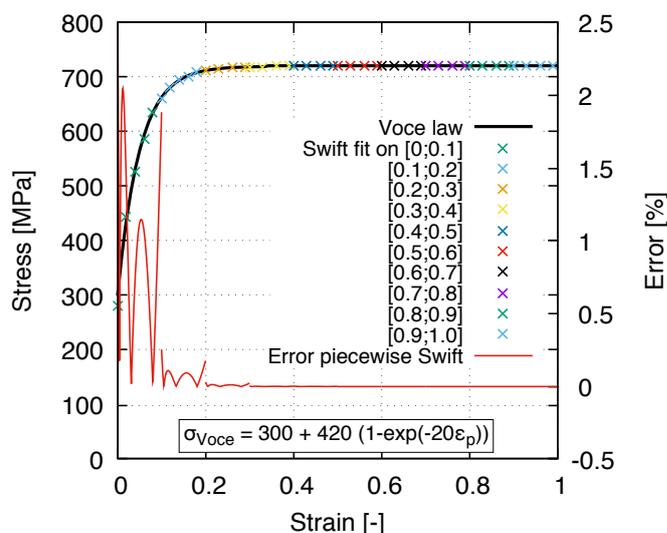


Figure 2.21 – Approximation de la loi de Voce avec une loi de Swift par intervalle.

ver d'une part les déformations principales au sommet du dôme, et d'autre part d'obtenir les rayons de courbures dans ces deux directions. À partir de l'équation (2.18), l'épaisseur et la déformation d'épaisseur sont calculées. Une première approximation de la contrainte est obtenue à partir de l'approximation de l'épaisseur et du rayon de courbure externe. La courbe de contrainte-déformation plastique est ensuite approchée à l'aide d'une loi de Swift unique ou par intervalles. Le coefficient d'écroutissage n_0 trouvé sur chaque intervalle permet alors de calculer une approximation du rayon de courbure moyen. La contrainte est à nouveau calculée à l'aide du rayon de courbure moyen. La nouvelle courbe est alors approchée par une nouvelle loi de Swift. Si l'écart entre le nouveau coefficient d'écroutissage et le précédent est trop important, le rayon de courbure moyen est à nouveau calculé avec le nouveau coefficient d'écroutissage et injecté dans le calcul de la contrainte jusqu'à convergence du coefficient d'écroutissage.

2.4.3 Résultats sur le calcul de la contrainte

La nouvelle méthode proposée pour le calcul de la contrainte est comparée au calcul standard dans le cas de bulges de rapport $D/t_0 = 41.7$. Sur la figure 2.23 sont tracées les erreurs commises entre la contrainte calculée et la contrainte théorique donnée par la loi de comportement plastique en fonction de la déformation plastique équivalente moyenne. L'erreur est calculée de la manière suivante :

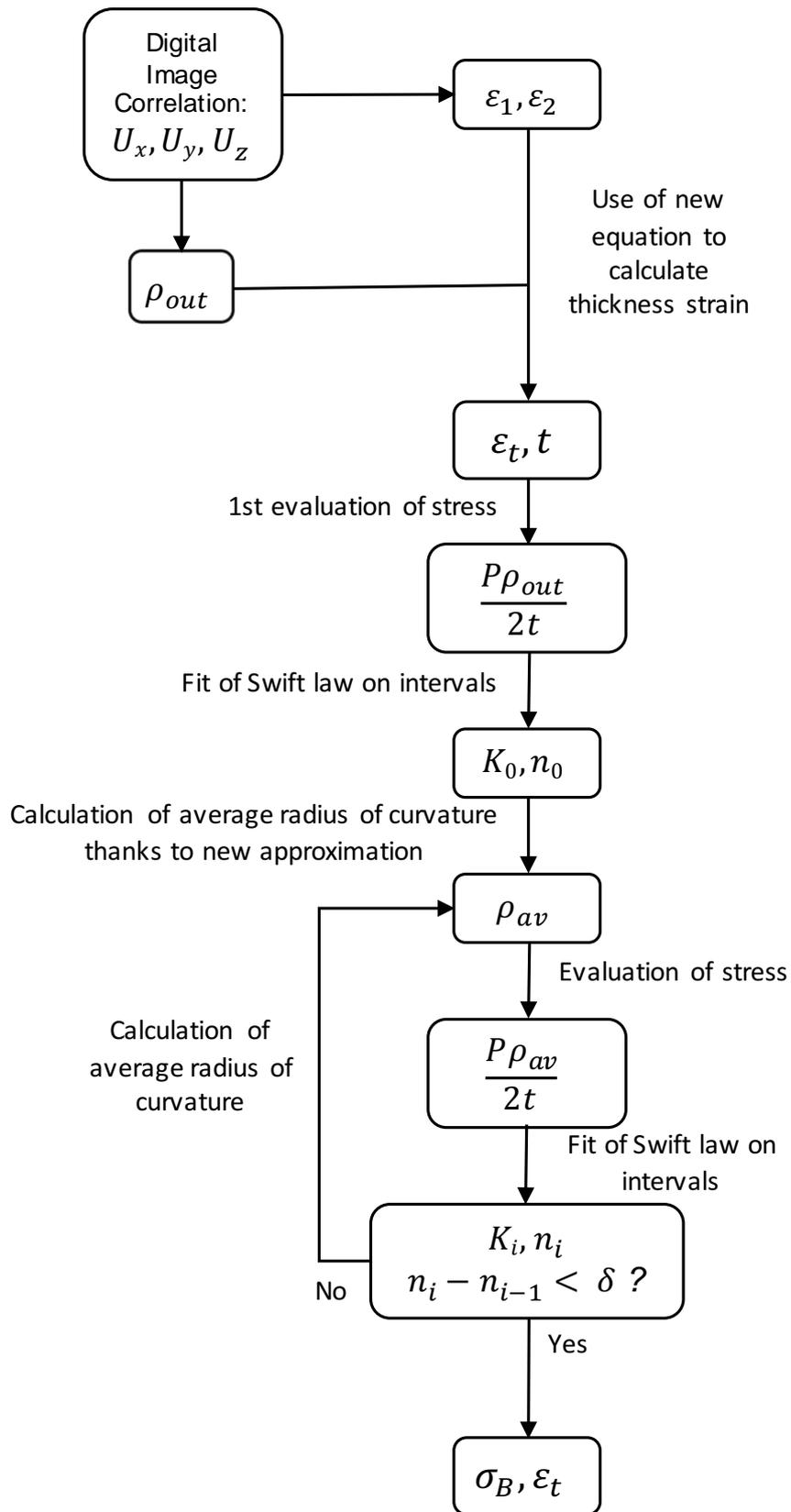


Figure 2.22 – Calcul de la contrainte.

$$Error[\%] = \frac{\sigma^{approx} - \sigma^{theory}}{\sigma^{theory}} \times 100 \quad (2.33)$$

où $\sigma^{theory} = K(\varepsilon_0 + \varepsilon_p)^n$ dans le cas de modèles de type Swift (2.23a) et $\sigma_0 + B(1 - \exp(-C\varepsilon_p))$ pour les modèles de type Voce (2.23b).

Pour les modèles dont le matériau suit une loi de Swift, le rayon de courbure moyen est calculé avec un seul jeu de coefficients (α_n, β_n) sur l'ensemble de l'intervalle de déformation. Pour les modèles avec une loi de Voce, il y a plusieurs jeux de coefficients obtenus sur chaque sous-intervalle de longueur 0.1.

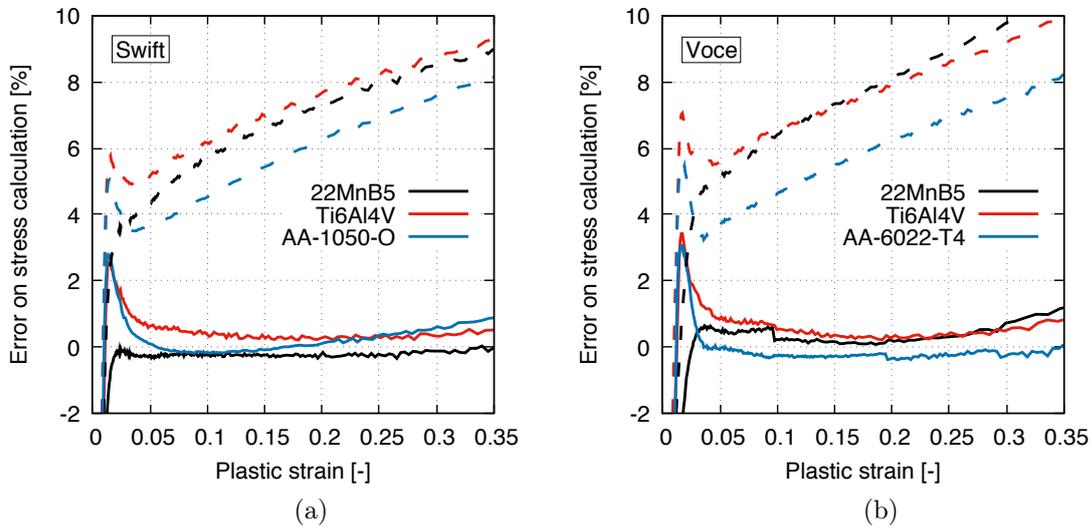


Figure 2.23 – Erreur sur le calcul de la contrainte équivalente de bulge à partir de la nouvelle méthode (trait plein) et de la méthode standard (ligne pointillée): (a) pour les modèles avec la loi de Swift et (b) avec la loi de Voce.

Sur les deux figures, les courbes en traits pleins représentent l'erreur commise avec la nouvelle méthode de calcul proposée alors que les lignes pointillées représentent celle commise avec la méthode standard. Cette dernière atteint, pour tous les modèles présentés, une erreur de 10%. Le calcul effectué avec l'ensemble des améliorations apportées après un pic d'erreur en début de courbe à environ 3% ce maintient à moins de 1% jusqu'à une déformation de 0.35.

2.4.4 Application expérimentale

Dans cette section, nous allons appliquer l'ensemble des corrections proposées précédemment à des essais de gonflements hydrauliques expérimentaux. Le calcul des courbes

de contrainte-déformation sera effectué pour plusieurs rapports $D/t_0 < 100$. Elles seront comparés à un essai de référence de rapport supérieur à 100 pour lequel la méthode standard est validée. Les matériaux testés sont un acier DP450 d'épaisseur 0.8mm et un alliage d'aluminium AA-2024-T3 d'épaisseur 1.2mm.

2.4.4.1 Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental de gonflement hydraulique (fig 2.24) est monté sur une machine de traction-compression hydraulique. La cellule de bulge est liée de façon rigide sur la partie fixe de la machine au bout de trois montants permettant l'accès à la surface externe de l'éprouvette et la fixation des caméras du système de suivi par stéréo-corrélation d'images. Le piston repose sur le vérin de la machine qui, par compression, vient déplacer le piston vers l'intérieur de la cellule.

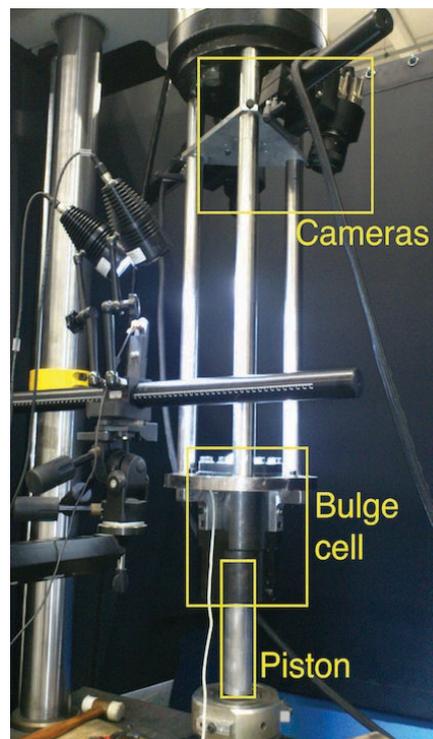


Figure 2.24 – Dispositif de gonflement hydraulique.

Des bulges de différents diamètres d'ouverture sont utilisés : 200 (uniquement pour l'aluminium), 100, 80, 62 et 50mm.

2.4.4.2 Résultats

Les courbes de contrainte-déformation des deux matériaux sont calculées pour les différents rapports de diamètre d'ouverture de bulge sur l'épaisseur de tôle. Le calcul standard est effectué pour un rapport $D/t_0 > 100$ ainsi que pour le rapport le plus petit testé pour chaque matériau. Le calcul proposé est effectué pour plusieurs rapports D/t_0 .

Pour l'aluminium (fig.2.25) une méthode avec un découpage en intervalles de longueur 0.1 a été utilisée pour le calcul de la contrainte. La nouvelle méthode de calcul de la courbe de contrainte-déformation (en noir sur les figures 2.25) donne un résultats proche du calcul standard sur un bulge de rapport D/t_0 supérieur à 100. Le résultat varie peu avec le diamètre de bulge. Si l'on compare avec le dépouillement standard pour le plus petit diamètre, on observe une amélioration très important sur l'ensemble de la courbe. Pour une déformation d'épaisseur de 0.3, le calcul standard sur le petit diamètre donne une erreur de 5.7% sur le calcul de la contrainte alors que la nouvelle méthode de calcul donne 0.5% d'erreur relative. Pour l'acier l'intervalle de déformation n'a pas été découpé pour le calcul de la contrainte, il a été supposé que l'écoulement plastique suit une loi de Swift. Le résultat obtenu avec le calcul proposé pour $D/t_0 = 62.5$ donne une contrainte légèrement plus basse que celle donnée par le résultat de référence avec une erreur d'environ 1% sur l'ensemble de l'essai. La méthode de calcul standard pour le plus faible rapport D/t_0 donne un résultat plus éloigné, avec des valeurs de contrainte plus élevées que l'essai de référence de 2% pour $\varepsilon_t = 0.3$ et de 4% pour $\varepsilon_t = 0.7$.

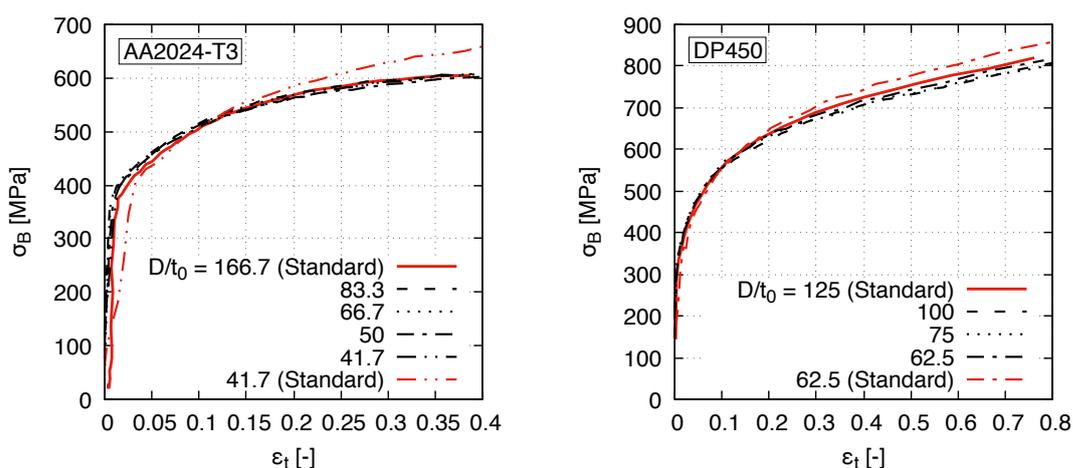


Figure 2.25 – Courbes de contrainte-déformation des bulges de différents rapports D/t_0 pour l'aluminium AA2024-T3 et pour l'acier DP450.

2.5 Conclusion

La nouvelle méthode de dépouillement proposée offre la possibilité de retrouver la courbe de comportement en expansion équi-biaxiale avec un essai de bulge de faible rapport de diamètre d'ouverture par épaisseur de l'échantillon. Le résultat est peu dépendant de ce rapport pour des valeurs supérieures à 40.

Ce nouveau dépouillement permet d'accéder à une plus grande palette de vitesses de déformation avec l'essai de gonflement hydraulique. Sur le dispositif présenté, le passage d'un diamètre d'ouverture de 100 mm à 80 mm permet de multiplier par 2 la vitesse de déformation (de même entre 80 et 62, et entre 62 et 50 mm) pour un même diamètre et une même vitesse de piston. L'autre avantage est de pouvoir diminuer considérablement la quantité de matière utilisée pour réaliser une campagne d'essai, qui peut devenir conséquente dans les conditions standards lorsque l'épaisseur de la tôle est de l'ordre de 2 mm.

3

Comportement et rupture en expansion équibiaxiale

Contents

3.1	Introduction	59
3.2	Courbe de comportement équi-biaxial : l'essai de gonflement hydraulique	60
3.2.1	Vitesses de déformation basses et intermédiaires : utilisation des dispositifs de diamètre réduit sur machine d'essai universelle	60
3.2.2	Hautes vitesses de déformation : adaptation des dispositifs sur barres de Hopkinson	62
3.2.3	Striction lors de l'essai de bulge	67
3.3	Déformation à rupture : l'essai de poinçonnement hémisphérique	68
3.3.1	Description de l'essai	68
3.3.2	Étude numérique du punch	70
3.3.3	Déformation à rupture	72
3.3.4	Poinçonnement à haute vitesse	74
3.4	Conclusion	77

3.1 Introduction

L'état de contrainte équi-biaxial de traction a été souvent étudié car c'est une valeur remarquable de la surface d'écoulement. Plusieurs types d'essais existent pour appliquer cet état de chargement, on trouve des essais sur éprouvette cruciformes ([46], [47]), sur éprouvette tubulaire avec pression interne et traction ([48]), des essais de compression dans l'épaisseur ([49], [50]) et des essais de gonflement hydraulique (bulge test). Le bulge test a pour avantages sur les autres essais d'être relativement simple à mettre en œuvre et de permettre d'obtenir des grande déformations.

Le bulge test est utilisé depuis de nombreuses décennies pour déterminer le comportement mécanique des métaux. Gleyzal [26] à la fin des années 40 l'utilise pour étudier la plasticité pour de faibles niveaux de déformations, puis Hill [25] en 1950 suivit par Ross and Prager [27] quelques années plus tard. Ensuite de nombreuses études ont permis d'améliorer les résultats obtenus avec cet essai ([28],[29], [30]), jusqu'à sa normalisation ([35]). Les applications de cet essai à des vitesses de déformations intermédiaires ou hautes reste néanmoins plus discrètes. Jocham *et al.* [51] obtiennent une vitesse de déformation de l'ordre de $\dot{\epsilon} = 1 \text{ s}^{-1}$ avec un dispositif monté sur une machine de traction/compression universelle. Grolleau *et al.* [36] adaptent un montage de bulge test sur un banc de barres de Hopkinson et atteignent une déformation de 0.18 à une vitesse de déformation de 320 s^{-1} et Ramezani and Ripin [52] atteignent une vitesse de déformation de 200 s^{-1} avec un montage semblable mais ces applications ne permettent pas d'avoir accès à la surface de la tôle et donc ne donnent que peu d'informations sur l'essai.

La contrainte équi-biaxiale est aussi très recherchée pour établir des diagrammes limites de formage et pour calibrer les modèles de ruptures dépendants de l'état de contrainte. Pour cela, l'essai de référence est le poinçonnement de type Nakazima ([53]). Il existe peu d'études à hautes vitesses sur cet essai. Lee *et al.* [54] mènent des essais de poinçonnement à la vitesse de déformation de 0.6 s^{-1} . Kim *et al.* [55] effectuent des essais de punch sur un DP590 à $\dot{\epsilon} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ et à 100 s^{-1} .

Dans ce chapitre, la première partie est consacrée à l'influence de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique des matériaux en expansion équi-biaxiale appliqué grâce à l'essai de gonflement hydraulique. Les dispositifs de bulge présentés dans le chapitre précédent sont d'abord exploités sur une machine de traction/compression universelle à diverses vitesses puis sur un système de barres de Hopkinson. Dans une seconde partie, c'est la déformation à rupture qui est étudiée au travers de l'essai de punch sur un dispositif déjà existant utilisé en quasi-statique et adapté sur une tour de chute pour les essais à haute vitesse de déformation.

3.2 Courbe de comportement équi-biaxial : l'essai de gonflement hydraulique

3.2.1 Vitesses de déformation basses et intermédiaires : utilisation des dispositifs de diamètre réduit sur machine d'essai universelle

Dans cette partie, le montage est identique à celui décrit dans le paragraphe 2.4.4. Mais ici, l'objectif est d'obtenir le comportement de l'acier DP450 d'épaisseur 0.8 mm à des vitesses de sollicitations intermédiaires ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-1} \text{ s}^{-1}$). Ces essais sont réalisés sur des dispositifs de bulge test de diamètre d'ouverture 62 mm et 50 mm. À titre de comparaison, un essai à basse vitesse de déformation sur un dispositif de diamètre d'ouverture 80mm ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-3} \text{ s}^{-1}$) est effectué. Chaque essai est suivi par stéréo-corrélation d'images. La vitesse maximum de déplacement de la traverse sur la machine est de 8 mm/s. Le tableau 3.1 rassemble les conditions des différents essais.

Table 3.1 – Résumé des essais de bulges à vitesses intermédiaires

Test number	Die diameter [mm]	Machine speed [mm/s]
1	50	8
2	62	8
3	62	1.75
4	80	0.01

L'évolution de la pression en fonction de la hauteur du bulge est présentée sur la figure 3.1. On peut observer que cette évolution est logiquement dépendante du diamètre d'ouverture du dispositif de bulge. Plus le diamètre d'ouverture est petit, plus la pression maximum est élevée et plus la hauteur maximum est basse. Cependant, si l'on regarde les deux courbes relatives au bulge de diamètre 62mm, on remarque une légère différence en ce qui concerne l'évolution de la pression. Cet écart vaut au maximum 0.5 MPa mais semble indiquer une légère différence de comportement induit par la vitesse de sollicitation. À titre de comparaison, l'écart maximum de pression entre deux répétitions du même essai est de 0.1 MPa.

La courbe de contrainte/déformation est alors calculée à l'aide de la méthode présentée dans les sections précédentes. La figure 3.2 montre les différentes courbes de comportement obtenues pour chacune des vitesses de sollicitation testées. La sensibilité du DP450 à la vitesse de déformation est clairement mise en évidence

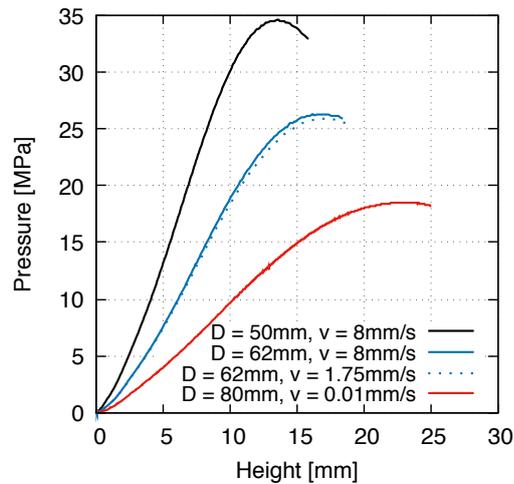


Figure 3.1 – Évolution de la pression à l'intérieur de la cellule de bulge en fonction de la hauteur au sommet du dôme.

entre l'essai à basse vitesse (essai 4) dont la vitesse de déformation moyenne est de $2.9 \times 10^{-4} s^{-1}$ et les autres essais. On peut aussi remarquer une légère différence de comportement entre l'essai 2 pour lequel $\dot{\varepsilon}_{tav} = 1.16 \times 10^{-1} s^{-1}$ et l'essai 3 qui est effectué avec le même montage mais avec une vitesse de déformation de $5.66 \times 10^{-1} s^{-1}$. L'essai 1 a été effectué avec une vitesse de déformation moyenne de $1.15 s^{-1}$, l'écart avec la courbe de comportement de l'essai 2 n'est pas perceptible.

La vitesse de déformation au sommet, lors de l'essai de bulge, n'est pas constante comme le montre la figure 3.2 (droite). L'essai est piloté par le déplacement du piston qui se fait à vitesse constante. Si l'on omet les premiers instants de l'essai, on observe une multiplication par 10 de la vitesse de déformation entre le début (environ $\varepsilon_t = 0.1$) et la fin de l'essai. Avec les observations effectuées précédemment, il apparaît évident que cette évolution de la vitesse de déformation a un impact sur la courbe de comportement d'un matériau sensible à la vitesse de déformation comme l'acier DP450. Ce phénomène a déjà été mis en évidence par Suttner and Merklein [56] qui proposent une régulation en direct de la vitesse du piston.

Avec les différents diamètres d'ouvertures disponibles et la nouvelle méthode d'analyse des données, il est désormais possible d'atteindre une grande variété de vitesses de sollicitation à l'aide de l'essai de gonflement hydraulique. Sur une machine de traction universelle, la variété des dispositifs utilisés permet de couvrir les vitesses de déformation comprises entre $10^{-4} s^{-1}$ et $1 s^{-1}$. Afin d'augmenter encore la vitesse de sollicitation du matériau, il est nécessaire d'adapter le dispositif à des machines permettant d'obtenir des vitesses de déplacement du piston plus élevées.

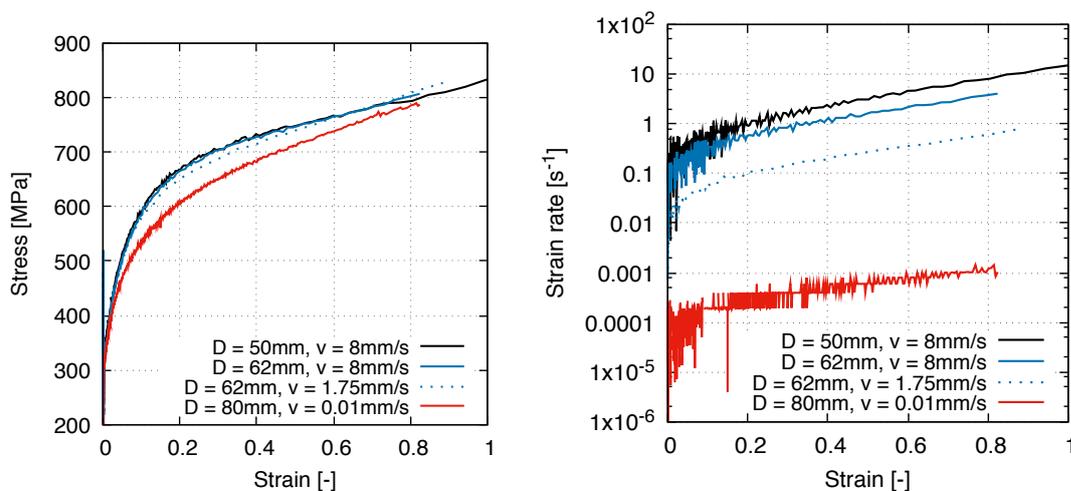


Figure 3.2 – Courbes de comportement pour différentes vitesses de sollicitation (à gauche) et les vitesses de déformation correspondantes (à droite).

3.2.2 Hautes vitesses de déformation : adaptation des dispositifs sur barres de Hopkinson

Le dispositif d'essai de bulge utilisé a été conçu avant tout en vue du développement de l'essai de gonflement à haute vitesse. Le montage est adapté à un banc d'essai de type barres de Hopkinson (figure 3.3). Le projectile situé dans un canon est lancé grâce à de l'air comprimé, il vient impacter le piston qui est inséré dans la cellule de bulge. Lors de l'essai, la masse de la cellule permet de garder le montage immobile pendant le temps du premier chargement. L'énergie du projectile est alors dissipée par la déformation de la tôle. Le reste de l'énergie est transmise au bâti via deux amortisseurs disposés entre la cellule et le bâti. Le projectile, de longueur 3m, et le piston sont en nylon, matériau choisi pour son impédance proche de celle de l'eau ([57], [36]). Pour effectuer les essais présentés dans cette partie, deux jeux de projectiles et pistons ont été utilisés. Les essais utilisant des matrices de diamètre 100 mm et 80 mm ont été effectués avec un projectile de diamètre 45 mm et un piston de diamètre 50 mm, et ceux utilisant la matrice de diamètre 62 mm ont été réalisés avec un projectile de diamètre 35 mm et un piston de diamètre 40 mm. Le diamètre du projectile est plus faible que le diamètre du piston pour permettre une transmission totale des ondes. L'utilisation d'un diamètre de piston plus faible permet de diminuer l'effort appliqué sur le montage.

Cette réduction des diamètres de projectile et de piston pour le dispositif de 62mm d'ouverture a été effectuée pour atténuer les oscillations de l'échantillon pendant l'essai. En effet, lors des essais avec les dimensions d'origine, la montée

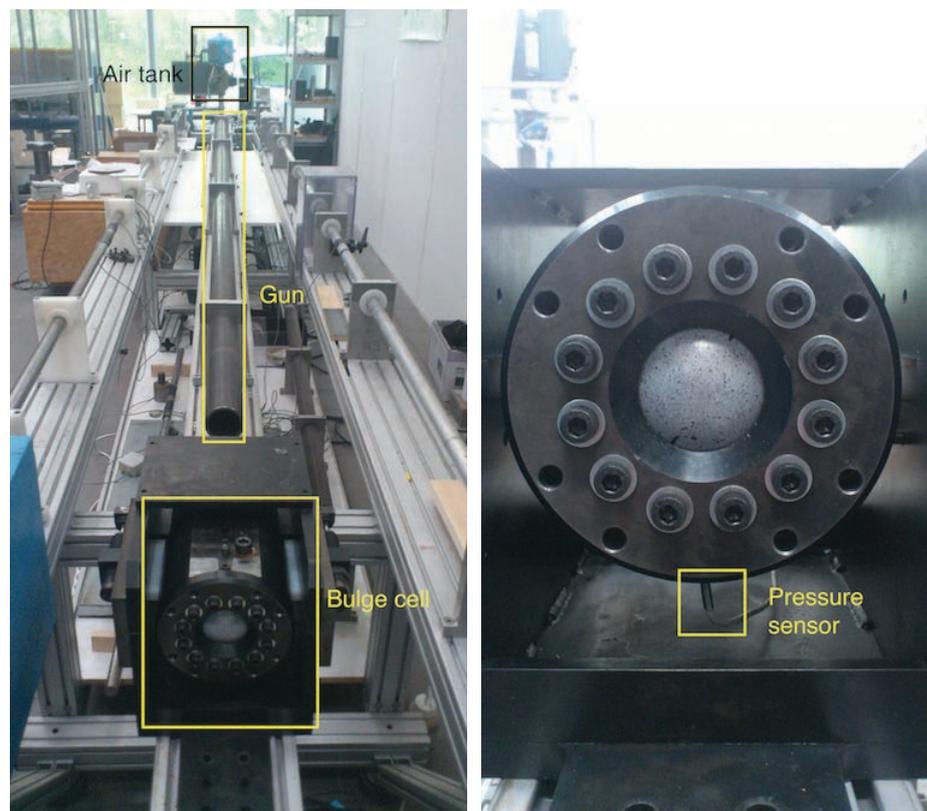


Figure 3.3 – Dispositif de bulge sur barres de Hopkinson.

en pression est très rapide, l'éprouvette entre alors en vibration, ce qui induit la présence d'oscillations sur le signal de pression. La réduction du diamètre de piston permet d'obtenir une augmentation moins rapide de la pression. Un pulse shaper est aussi utilisé pour atténuer un peu plus la courbe de pression en début d'essai, son effet sur les oscillations est visible sur la figure 3.4.

L'intérêt de ce montage est l'accessibilité à la surface externe de l'éprouvette. En effet, les montages existants utilisent une barre de sortie ne permettant pas d'obtenir le champ de déplacement de la surface de la tôle. Le champ de déplacement est suivi par stéréo corrélation d'images à l'aide de deux caméras Fastcam SA5 enregistrant à une fréquence de 50000 fps avec une résolution de 512×272 px et une définition de $150\mu\text{m}/\text{px}$. Les images sont ensuite analysées avec le logiciel ARAMIS.

Comme pour les essais précédents, la pression interne est obtenue grâce à un capteur XPM6 de 500 bar. La tension donnée par le capteur est enregistrée à une fréquence de 10^6 Hz, donnant les signaux des figures 3.5 et 3.6 (images de gauche). La période des oscillations visibles sur les signaux est d'environ $65 \mu\text{s}$ et son amplitude est faible en comparaison du niveau de pression. Le signal de pression est filtré à l'aide d'une moyenne mobile calculée sur un intervalle d'une

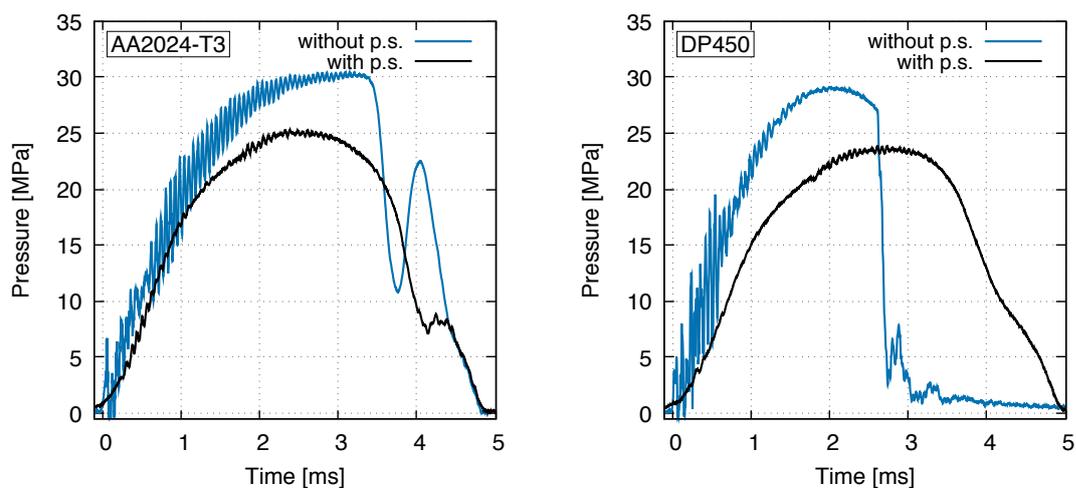


Figure 3.4 – Signaux de pression des essais de bulge dynamiques de diamètre d'ouverture 62mm, avec (en noir) et sans (en bleu) pulse shaper

période afin de s'affranchir des effets de ces oscillations sur le calcul de la contrainte. Les fréquences filtrées sur les différents essais sont entre 15000 et 18000 Hz, donnant les signaux de droite sur les figures 3.5 et 3.6.

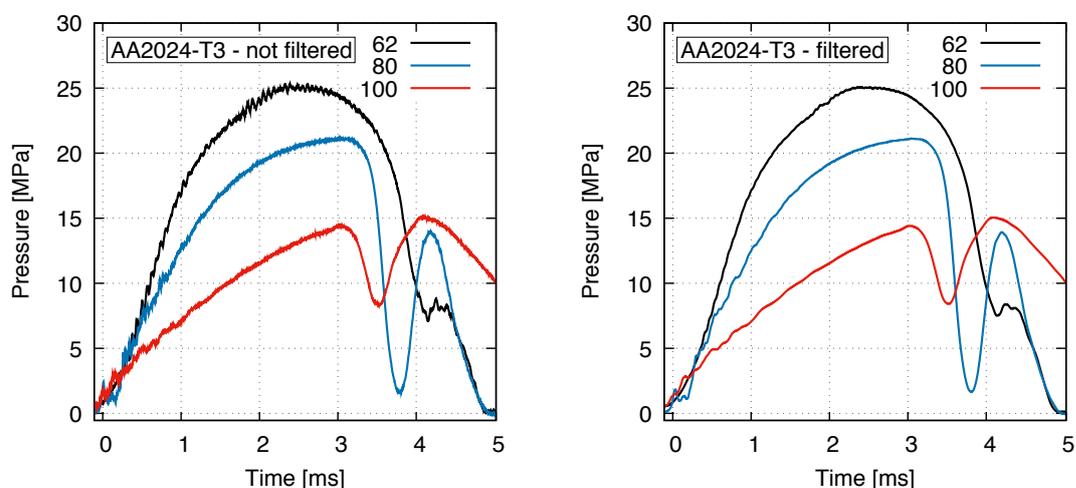


Figure 3.5 – Signaux de pressions non filtrés et filtrés des bulges dynamiques : AA2024-T3

La figure 3.7 montre un exemple de champ de déformation obtenu par la stéréocorrélation. La déformation au sommet du bulge est analysée afin de déterminer la vitesse de déformation obtenue pendant l'essai.

Les figures 3.8 et 3.9 montrent l'évolution de la déformation (à gauche) et de la vitesse de déformation (à droite) en fonction du temps pour l'aluminium AA2024-T3 et l'acier DP450 lors des différents essais à haute vitesse. Les essais ont permis

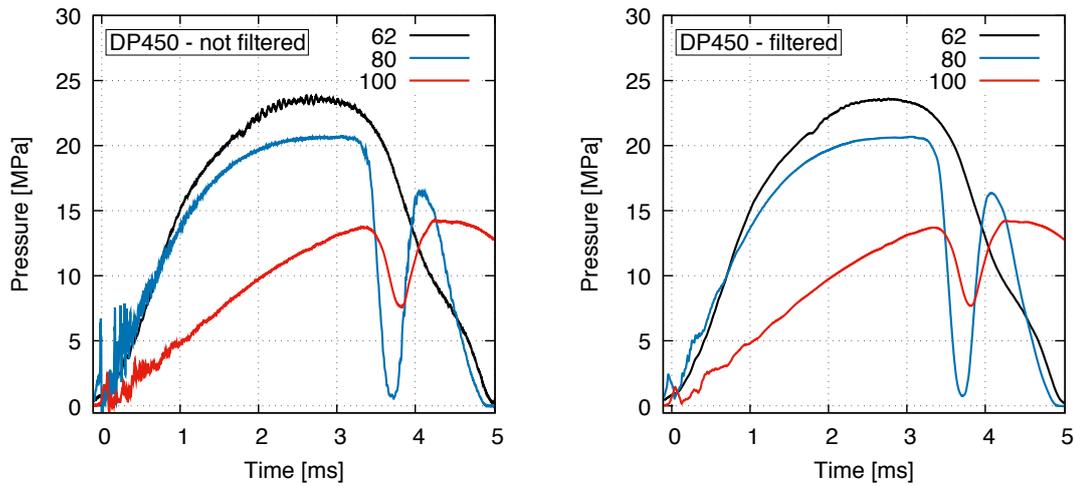


Figure 3.6 – Signaux de pressions non filtrés et filtrés des bulges dynamiques : DP450

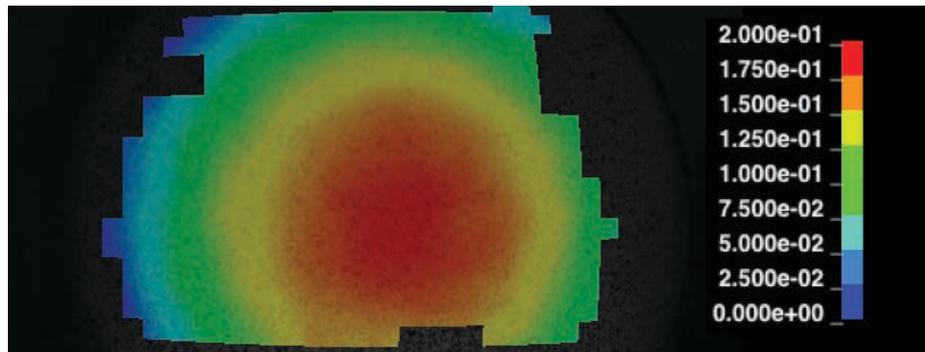


Figure 3.7 – Champ de déformation obtenu en fin d'essai de bulge de diamètre 62 mm sur l'acier DP450

d'atteindre des vitesses moyennes de déformation allant de 50 à 170 s^{-1} . La vitesse de déformation est stable pour les essais des bulges de diamètres 100 mm et 80 mm. Pour le dispositif de diamètre 62 mm, les précautions prises pour atténuer les vibrations de l'éprouvette ont un effet sur l'évolution de la déformation. La réduction des diamètres de projectile et de piston a pour effet une diminution de l'énergie fournie lors de la déformation de l'échantillon, entraînant l'obtention d'un niveau de déformation relativement faible à l'issue de l'essai. De plus, l'utilisation d'un pulse shaper entre le projectile et le piston diminue la vitesse de montée en pression dans les premiers instants de l'essai, ce qui entraîne une montée en vitesse de déformation plus lente.

Les courbes de contrainte/déformation sont calculées à l'aide de la méthode présentée précédemment. La figure 3.10 montre les résultats obtenus sur les différents essais réalisés. La présence d'oscillations et de bruits sur l'ensemble des

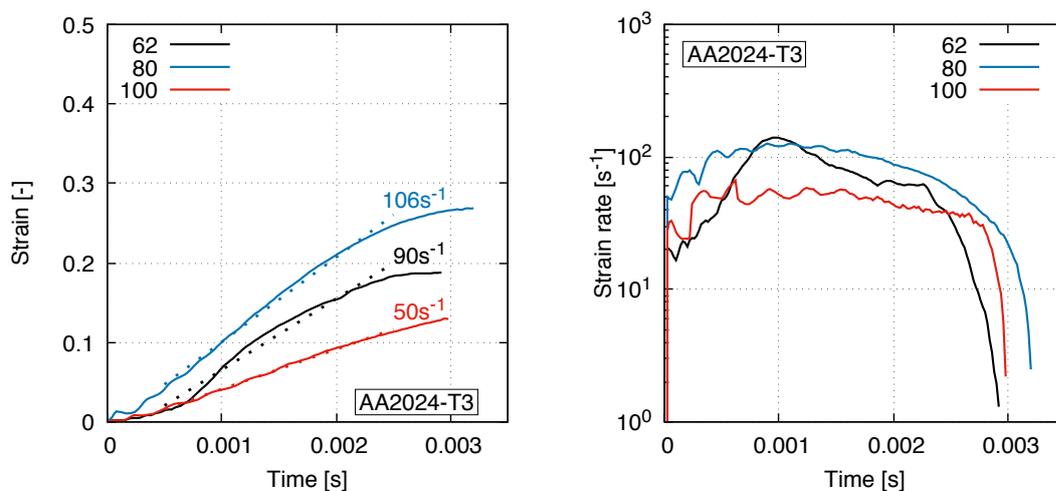


Figure 3.8 – Évolution de la déformation et de la vitesse de déformation en fonction du temps en bulge dynamique de l'aluminium AA-2024-T3

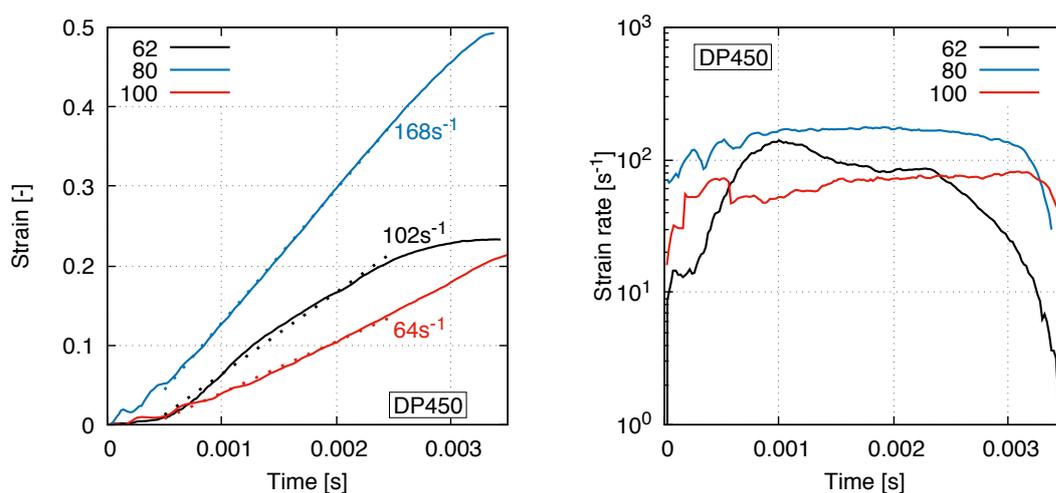


Figure 3.9 – Évolution de la déformation et de la vitesse de déformation en fonction du temps en bulge dynamique de l'acier DP450

courbes traduit des vibrations de l'éprouvette pendant l'essai et des incertitudes de mesures engendrées par une résolution limitée des caméras. Le calcul du rayon de courbure se trouve impacté par ces deux phénomènes. Le rayon étant utilisé dans le calcul de la contrainte, σ_B s'en trouve directement impactée.

Sur les graphiques (figure 3.11) on peut observer la sensibilité des deux matériaux à la vitesse de sollicitation. L'aluminium AA2024-T3 est peu sensible à la vitesse de déformation, le niveau de contrainte de l'essai à haute vitesse est légèrement plus bas que celui obtenu à basse vitesse mais reste dans le bruit de mesure de l'essai rapide. Les courbes obtenues pour l'acier DP450 montrent une influence importante de la

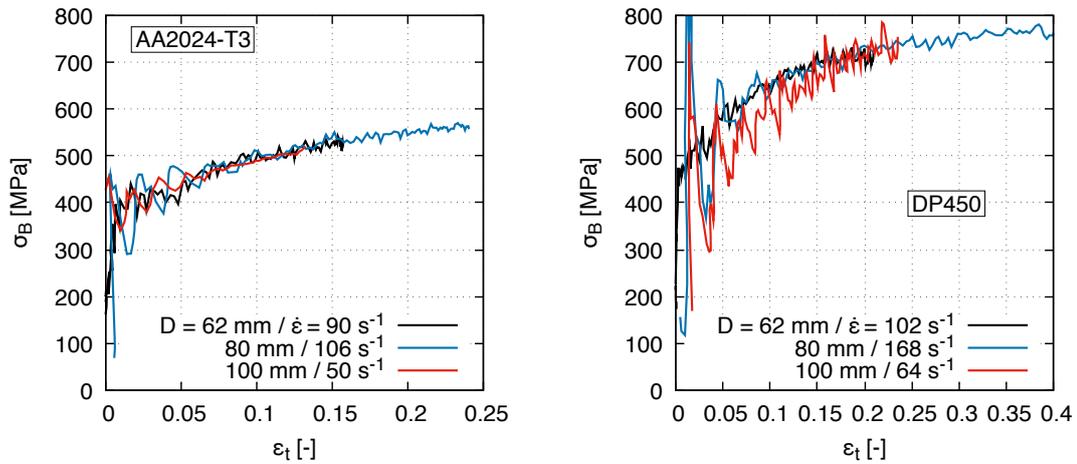


Figure 3.10 – Courbes de contrainte-déformation de l'aluminium AA-2024-T3 et de l'acier DP450 en traction équi-biaxiale. Résultats des essais de bulge aux barres de Hopkinsons

vitesse de déformation sur le niveau de contrainte. Pour une déformation d'épaisseur $\epsilon_t = 0.15$, la contrainte biaxiale, σ_B atteint 575 MPa pour l'essai à basse vitesse, 625 MPa à vitesse intermédiaire et 700 MPa à haute vitesse.

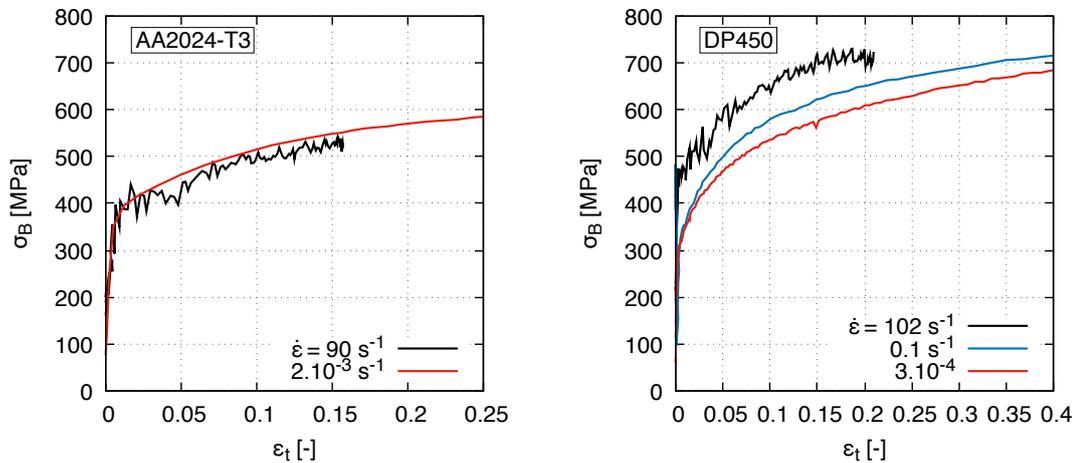


Figure 3.11 – Courbes de contrainte-déformation de l'aluminium AA-2024-T3 et de l'acier DP450 en traction équi-biaxiale à différentes vitesses de déformation

3.2.3 Striction lors de l'essai de bulge

Lors des essais de bulge, un changement de trajet de déformation est mesuré au sommet du dôme. Sur la figure 3.12 le graphique de l'évolution de ϵ_1 en fonction de

ε_2 montre que la déformation majeure augmente plus rapidement que la déformation mineure à partir de $\varepsilon_2 \approx 0.3$. L'image montre le champ de déformation effective juste avant la rupture. Une bande de striction passant par le sommet du dôme est visible.

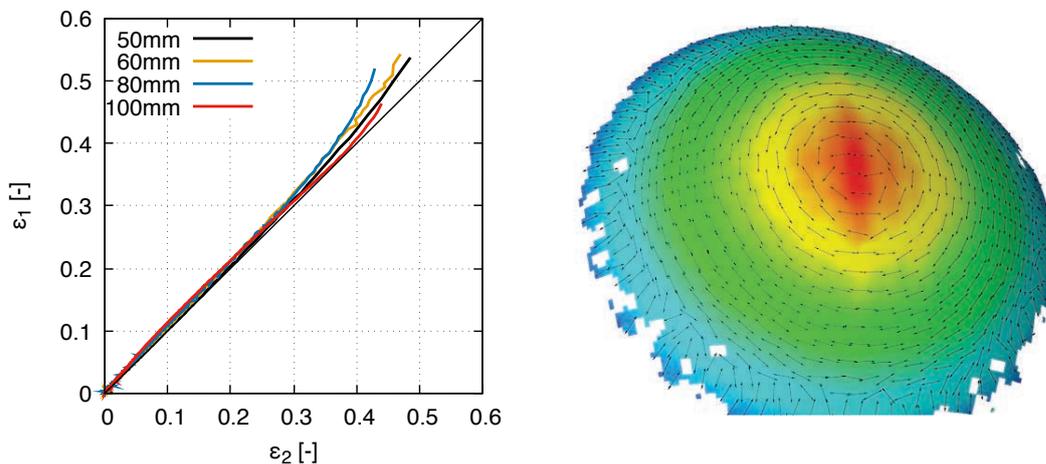


Figure 3.12 – Évolution des déformations principales pour différents diamètres de bulges (à gauche) et champ de déformation équivalente du diamètre 80mm (à droite) sur le DP450

Cette modification du trajet des déformations entraîne une modification de l'état de contrainte. L'essai de bulge ne permet donc pas d'obtenir la déformation à rupture sous un état de contrainte équi-biaxial. La déformation d'épaisseur à rupture obtenue expérimentalement avec cet essai est de 0.44 pour l'aluminium AA2024-T3 et de 0.90 pour l'acier DP450.

3.3 Déformation à rupture : l'essai de poinçonnement hémisphérique

3.3.1 Description de l'essai

Le dispositif et les moyens d'essais utilisés sont ceux décrits par Roth and Mohr [4]. La figure 3.13 présente ce dispositif de poinçonnement dont la spécificité est de mettre en mouvement l'ensemble solidaire de l'éprouvette (pièces ③ à ⑧), tandis que le poinçon reste immobile. Ce principe permet d'obtenir le sommet du dôme fixe par rapport aux caméras et donc de diminuer la profondeur de champ nécessaire pour le suivi par stéréo-corrélation d'images. Il est alors possible de diminuer la distance

entre l'échantillon et les caméras afin d'avoir une meilleure résolution de la zone à étudier. Le poinçon (②) est de forme hémisphérique de rayon 6.35 mm, il est guidé en translation par une douille à bille (④). L'éprouvette (⑤) est un disque de matière, le contour de ce disque est maintenu à l'aide d'une couronne de serrage (⑥) de rayon d'ouverture 12.7 mm.

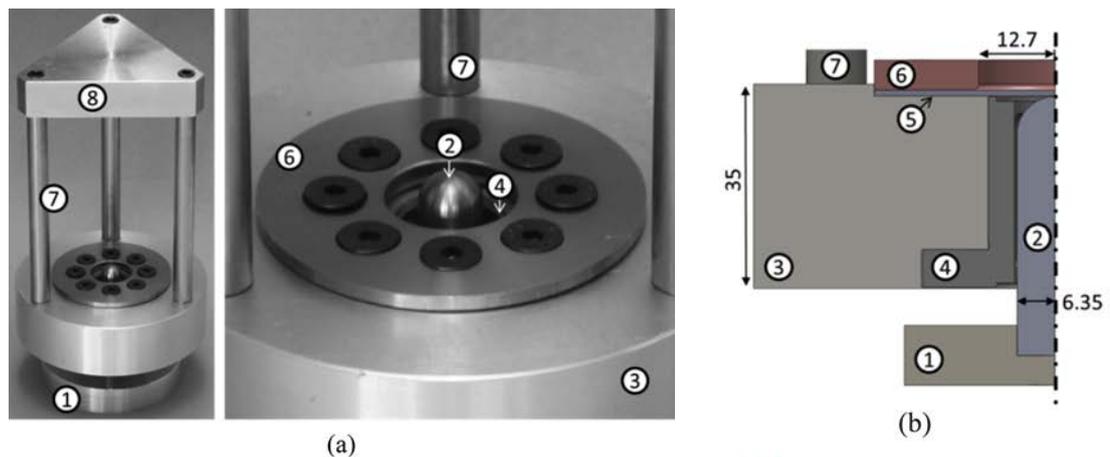


Figure 3.13 – Dispositif de poinçonnement hémisphérique (a) et schéma de la vue en coupe (b) : ① embase, ② poinçon, ③ plaque porte-échantillon, ④ douille à billes, ⑤ éprouvette, ⑥ couronne de serrage, ⑦ colonnes en acier, ⑧ support des colonnes [4].

L'ensemble du montage est placé dans une machine de traction/compression universelle. La partie mobile est déplacée à une vitesse de $2 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Les champs de déplacement et de déformation sur la surface sont déterminés par stéréo corrélation d'images.

La difficulté de l'essai réside principalement dans la présence de frottements entre le poinçon et l'échantillon. Ces frottements peuvent générer une apparition de la rupture à l'écart du sommet, ils sont minimisés par l'utilisation de plusieurs couches successives de feuilles de téflon et de lubrifiant entre les deux entités. Les courbes d'effort en fonction du déplacement (figure 3.14) montrent une excellente reproductibilité de l'essai, la rupture apparaît pour un déplacement identique du poinçon pour chaque matériau.

La figure 3.15 présente les échantillons après essai, la fissure passe par le sommet du dôme. Roth and Mohr [4] mesure un décalage de 0.3 mm du lieu d'apparition de la rupture par rapport au centre de l'éprouvette sur un DP780 de 1 mm d'épaisseur. La différence de déformation effective mesurée entre le lieu exacte de la rupture et le centre de l'éprouvette n'est pas significatif et reste dans l'incertitude des mesures.

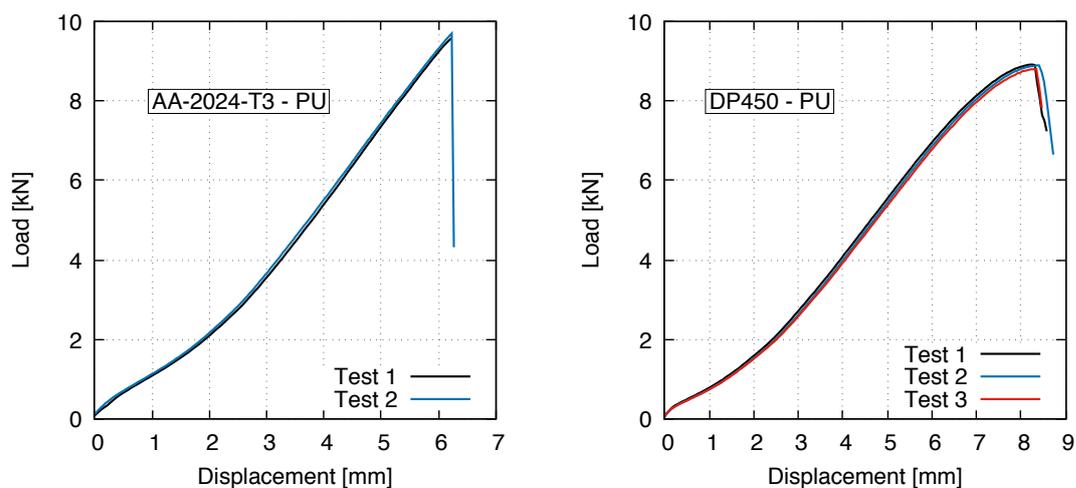


Figure 3.14 – Courbes d'efforts des essais de punch : AA-2024-T3 et DP450

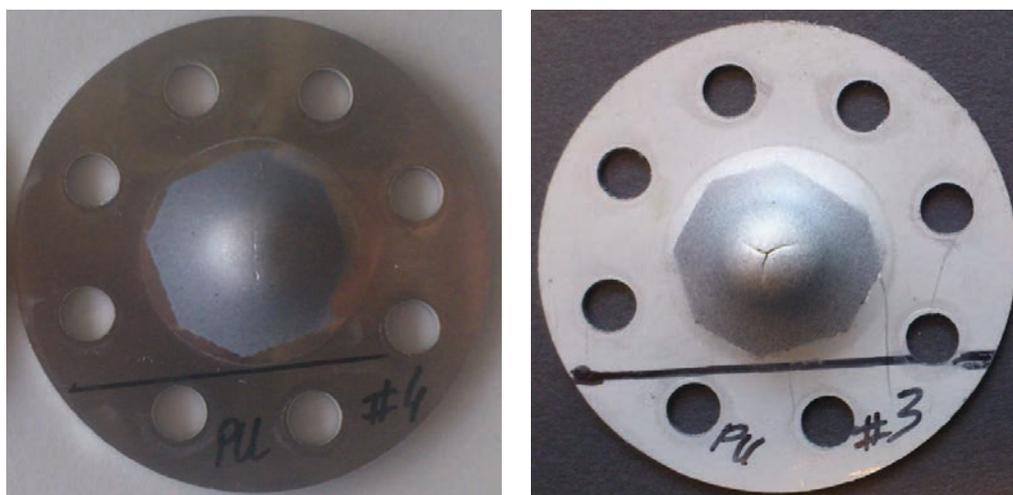


Figure 3.15 – Éprouvettes de poinçonnement hémisphérique après essai : AA-2024-T3 et DP450.

3.3.2 Étude numérique du punch

L'étude numérique de l'essai de punch permet d'analyser l'état de contrainte et de déformation au sommet. L'essai de punch est simulé à l'aide du logiciel LS-Dyna par un maillage au quart. L'éprouvette est modélisée par des éléments volumiques linéaires à 8 nœuds et 1 point d'intégration placé au centre, et compte 16 éléments dans l'épaisseur (figure 3.16). Au centre de l'éprouvette les éléments sont de base carrée de 0.05 mm de côté dans le plane de l'éprouvette et de hauteur 0.05 mm pour le modèle de l'acier DP450 et de hauteur 0.75 mm pour le modèle de l'aluminium 2024-T3. Le poinçon et la couronne de serrage sont modélisés par des éléments surfaciques avec une loi de matériau rigide. Le comportement de l'aluminium AA-

2024-T3 est modélisé par une plasticité Yld-2000 3d ([10]) et celui de l'acier DP450 par une plasticité HILL-NAFR ([7]).

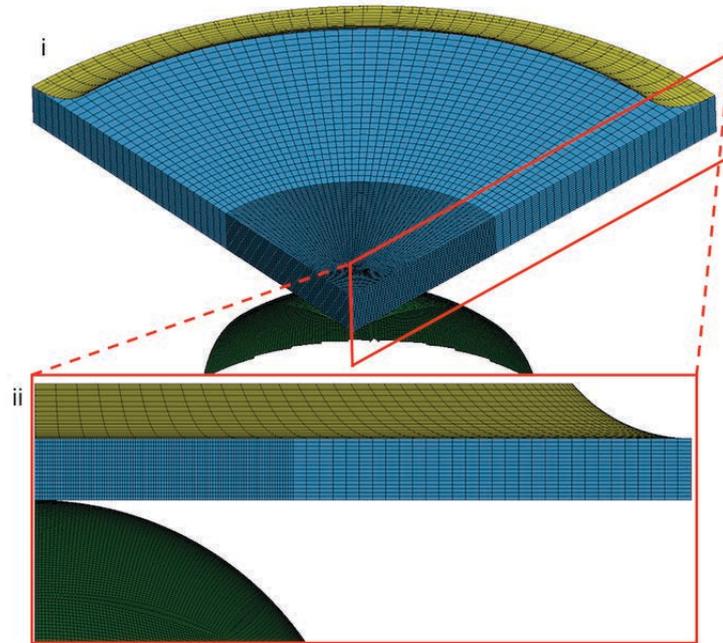


Figure 3.16 – Maillage au quart du punch : (i) vue 3d et (ii) vue en coupe.

La figure 3.17 présente l'évolution des contraintes principales données par les simulations de l'essai de punch. L'état de contrainte équi-biaxiale, défini par $\sigma_1 = \sigma_2$, n'est respecté que par l'acier DP450 qui est relativement isotrope. L'aluminium AA-2024-T3 qui présente une anisotropie plus marquée, montre une différence entre les contraintes principales. La valeur moyenne de triaxialité obtenue pour l'aluminium est $\eta_{AA-2024-T3} = 0.66542$ et pour l'acier $\eta_{DP450} = 0.66665$, la valeur attendue pour un matériau isotrope étant $\eta = 2/3$, l'état de contrainte n'est donc pas très éloigné de celui recherché. Roth and Mohr montrent que cet état de contrainte est aussi très stable en s'éloignant du centre sur près de la moitié du rayon libre de la tôle.

L'essai de punch n'impose pas un état de déformation équi-biaxiale. Sur la figure 3.18, on remarque que les déformations principales de l'aluminium AA-2024-T3 sont différentes. L'acier DP450 étant quasi-isotrope, ses déformations principales sont presque identiques. On peut observer aussi que les déformations numériques obtenues par les modèles cités en début de section suivent les déformations obtenues expérimentalement.

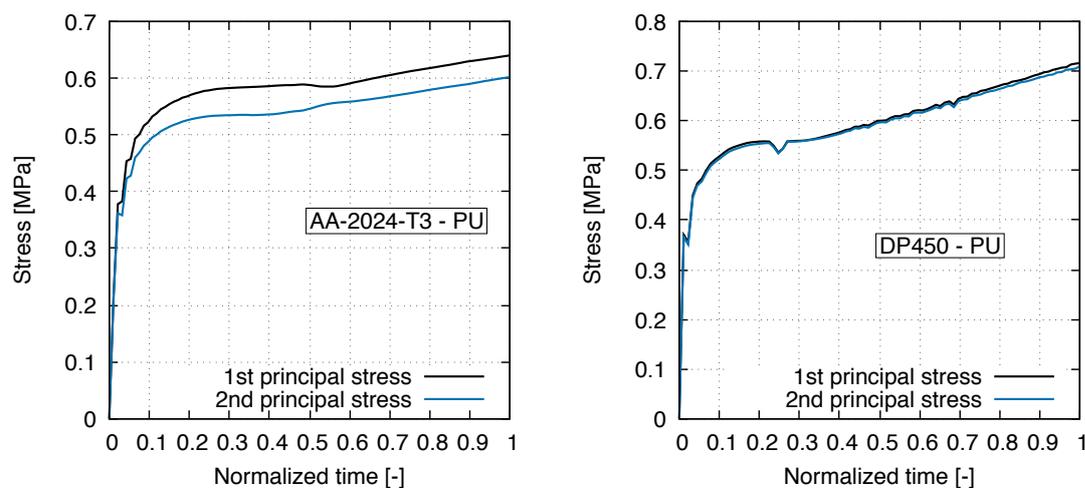


Figure 3.17 – Évolution des contraintes principales du plan pendant l’essai de punch d’après la simulation dans l’aluminium AA-2024-T3 et l’acier DP450.

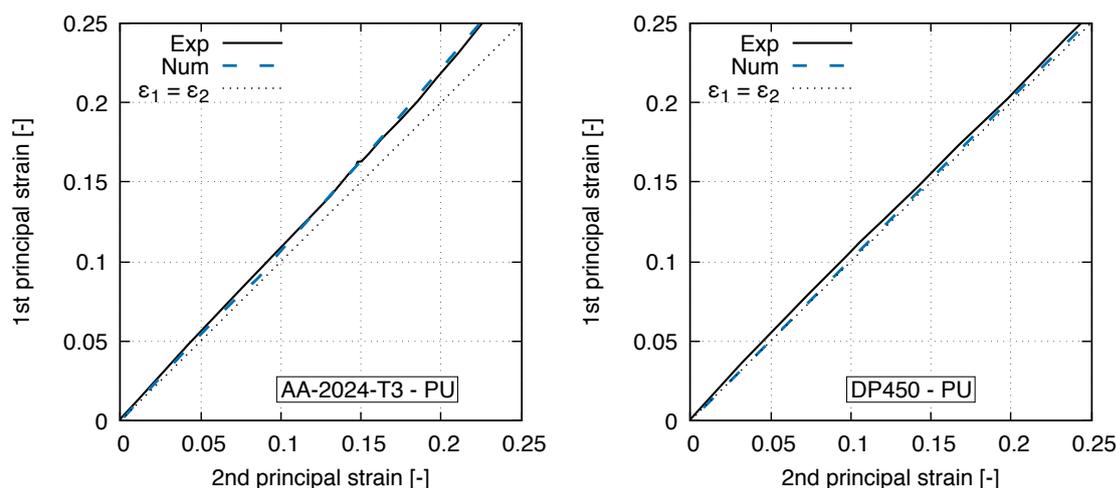


Figure 3.18 – Évolution des déformations principales du plan pendant l’essai de punch d’après la simulation dans l’aluminium AA-2024-T3 et l’acier DP450.

3.3.3 Déformation à rupture

La figure 3.19 montre un exemple de champ de déformation effective obtenu par stéréocorrélation d’images. La détection de la rupture s’effectue par une analyse visuelle des images prises pendant l’essai afin d’identifier le moment et le lieu exact de la rupture.

Dans tous les cas présentés ici, la rupture a été obtenue au sommet du dôme. Le profil de déformation au sommet des deux matériaux apparaît sur la figure 3.20. Le niveau de déformation dans un rayon de 2 mm autour du sommet est relative-

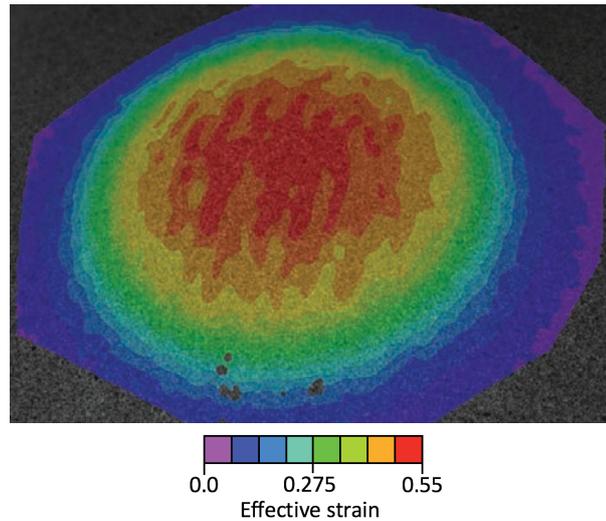


Figure 3.19 – Champ de déformation au moment de la rupture dans l'aluminium AA-2024-T3.

ment stable pour l'aluminium (en noir sur le graphe), le profil présente néanmoins plusieurs localisation dont une très proche du sommet. Pour l'acier (en bleu sur le graphe), les déformations sont concentrées au sommet du punch et diminuent rapidement lorsque que l'on s'éloigne du centre.

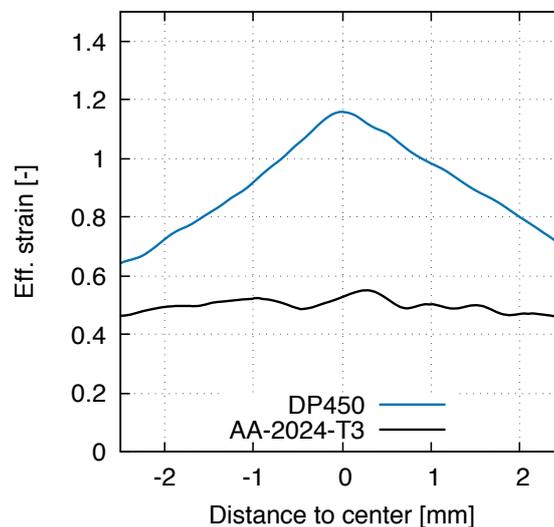


Figure 3.20 – Évolution de la déformation effective le long du profil des éprouvette de punch avant la rupture : AA-2024-T3 (noir) et DP450 (bleu).

La déformation à rupture est ensuite mesurée en moyennant les valeurs de déformation sur un cercle de rayon 0.3 mm au sommet du dôme. Les valeurs obtenues sont résumées dans le tableau 3.2. L'aluminium 2024-T3 montre une déformation à

rupture en traction équi-biaxiale $\bar{\varepsilon}_f^{AA-2024-T3} = 0.53$ et l'acier DP450, $\bar{\varepsilon}_f^{DP450} = 1.36$. L'étendue des valeurs est faible, l'erreur relative par rapport à la moyenne est inférieure à 4% dans tous les cas. Les valeurs des essais quasi-statiques sont donc utilisées pour la calibration des modèles de rupture.

Table 3.2 – Valeurs des déformations équivalentes à rupture mesurées lors des essais de punch sur le AA-2024-T3 et le DP450.

Material	Test 1	Test 2	Test 3	$\bar{\varepsilon}_f^{average}$
AA-2024-T3	0.51	0.54		0.53
DP450	1.33	1.38	1.37	1.36

3.3.4 Poinçonnement à haute vitesse

Dans cette section, l'essai de poinçonnement hémisphérique est adapté pour être appliqué à haute vitesse de déformation.

3.3.4.1 Description du dispositif et paramètres d'essai

Les essais de poinçonnement hémisphérique sont effectués sur le dispositif de tour de chute (figure 3.21). L'éprouvette est solidaire d'un chariot mobile ②, elle est fixée à l'aide d'une couronne de diamètre intérieur 30 mm avec un rayon de fuite de 4 mm. L'ensemble chariot mobile possède une masse de 18 kg, il est guidé par deux colonnes de guidage cylindriques ④ et est lâché sans vitesse initiale d'une hauteur de 400 mm afin d'atteindre une vitesse de $2.8 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ au moment de l'impact avec le poinçon. Le poinçon ① a la même géométrie que celui utilisé pour les essais quasi-statiques (rayon de 6.35 mm), la partie en contact avec l'éprouvette est fabriquée en PA6.6, la seconde partie en contact avec la cellule d'effort ③ est en acier. L'utilisation du nylon permet d'obtenir une rupture au sommet, ce qui n'a pas pu être obtenu en dynamique avec un poinçon acier malgré la mise en place du même protocole utilisé en quasi-statique pour limiter le frottement.

Lors de l'impact, l'effort de contact entre l'éprouvette et le poinçon est mesuré par la cellule d'effort et le signal est enregistré via une carte d'acquisition rapide à la fréquence de 10^6 Hz. La figure 3.22 présente les signaux d'efforts en fonction du temps des essais réalisés sur l'aluminium 2024-T3 et l'acier DP450. Les courbes présentent une bonne répétabilité. La face visible de l'éprouvette est suivie par stéréo corrélation d'images à l'aide de caméras rapide ⑤ à la vitesse de 50000 fps. Les images obtenues lors des essais rapides ont une résolution de 512×272 pixels avec une définition de $85 \mu\text{m}/\text{px}$.

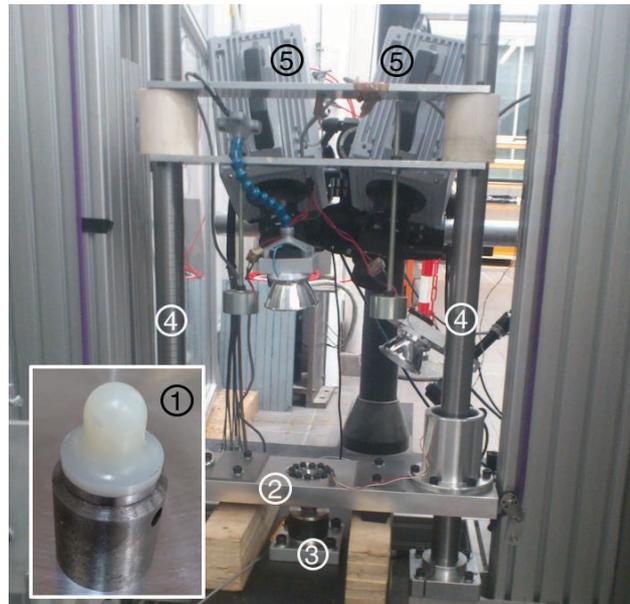


Figure 3.21 – Tour de chute et poinçon des essais dynamiques.

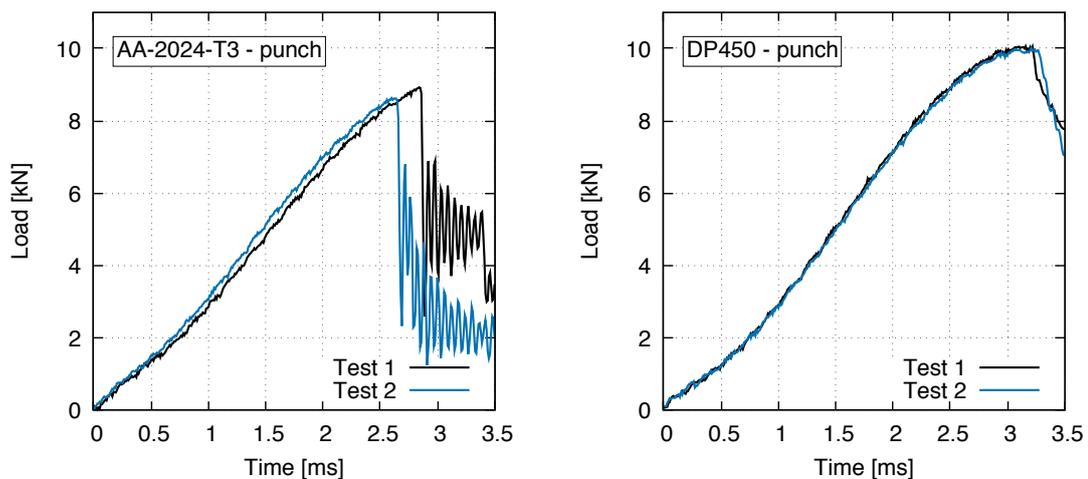


Figure 3.22 – Courbes d'efforts des essais de punch dynamiques : AA-2024-T3 et DP450.

3.3.4.2 Étude de la déformation

La figure 3.23 présente le champ de déformation obtenu lors d'un essai de punch sur le DP450, la photo a été prise juste avant la rupture. La mesure de déformation est effectuée au sommet sur une zone circulaire de rayon 0.3 mm comprenant quelques facettes du champ de déformation.

L'évolution de la déformation équivalente (figure 3.24) n'est pas linéaire pendant l'essai. La vitesse de déformation évolue entre 100 s^{-1} et 300 s^{-1} pour l'aluminium

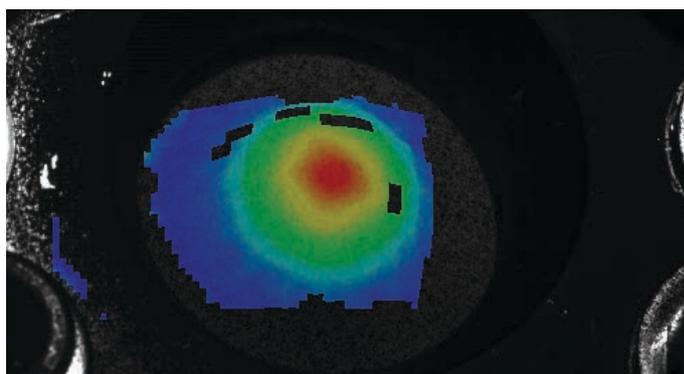


Figure 3.23 – Champ de déformation lors d'un essai de punch dynamique sur l'acier DP450.

et entre 100 s^{-1} et 1000 s^{-1} pour l'acier. Le AA-2024-T3 présente une vitesse de déformation moyenne de 170 s^{-1} et le DP450 une vitesse de déformation moyenne de 240 s^{-1} .

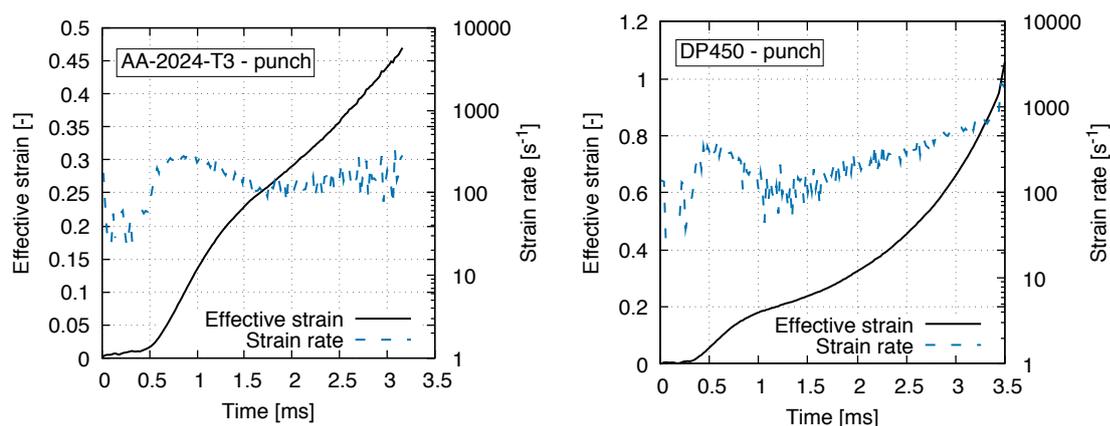


Figure 3.24 – Évolution de la déformation équivalente et de la vitesse de déformation pendant l'essai de punch dynamique.

Lors du calcul du champ de déplacement par l'inter-corrélation d'image, différents jeux de paramètres *taille de facettes* et *pas du recouvrement* sont testés ; la faible définition des images ne permet pas d'obtenir un champ de déformation complet pour un unique jeu de paramètres applicable à tous les essais. Le tableau 3.3 donne l'ensemble des mesures de déformation à rupture obtenus en fonction des paramètres de calcul du champ de déformation. Sur le AA-2024-T3 la valeur de déformation à rupture varie peu en fonction des paramètres de calcul, l'écart relatif entre les différents jeux de paramètre est d'environ 5%, néanmoins l'écart des résultats entre les deux essais est important avec un écart relatif moyen de 13%. Sur le test 1 de l'aluminium, dans tous les cas la corrélation n'a pas permis d'obtenir

complètement le champ de déformation au sommet du dôme, alors que sur le test 2, seule la taille de maille 12×12 pixels n'a pas permis d'obtenir le champ complet, il donne a priori une valeur de déformation plus fiable que le test 1. Sur le DP450, les valeurs des déformations à rupture pour chaque essai présentent peu de variation en fonction des paramètres de calcul. Il y a également peu de variation entre les deux essais, l'ensemble des corrélations ayant permis d'obtenir le champ de déformation complet du sommet.

Cependant ces mesures de déformation sont fortement dépendantes du gradient spatial de la déformation et donc de la taille de pixel qui est de l'ordre de $85 \mu\text{m}$ en dynamique. En prenant en référence l'évolution de la déformation obtenue en quasi-statique (figure 3.20), on peut voir que dans le cas de l'aluminium, le gradient de déformation est faible, mais très important dans le cas de l'acier. L'utilisation des tailles de facettes précédentes conduira donc à une forte minimisation de la déformation à rupture dans le cas de l'acier DP450. Cette minimisation peut expliquer la baisse de déformation à rupture de l'acier DP450 en dynamique. Dans le cas de l'aluminium 2024-T3, on ne constate pas d'évolution significative de la déformation à rupture avec la vitesse de déformation.

Table 3.3 – Résumé des résultats obtenus lors de l'inter-corrélation des images d'essai avec différents paramètres de calculs.

Material	Test #	Facet size ($x \times y$) [px]	Facet step [px]	$\bar{\varepsilon}_f$ [-]
AA-2024-T3	1	18×18	3	0.50
	1	15×15	4	0.50
	1	12×12	4	0.48
	2	15×15	7	0.54
	2	15×15	5	0.57
	2	12×12	4	0.56
DP450	1	15×15	7	0.97
	1	15×15	5	1.00
	1	12×12	4	1.04
	2	15×15	7	0.99
	2	12×12	5	1.04

3.4 Conclusion

Dans cette étude un nouveau dispositif de bulge avec un faible diamètre d'ouverture a été utilisé, permettant de suivre la surface de l'échantillon par stéréo-corrélation d'images lors d'essais en dynamique. Ce nouveau dispositif a permis d'obtenir, à

l'aide de la méthode de calcul présentée dans le chapitre 2, la courbe de comportement biaxial de l'aluminium 2024-T3 pour $\dot{\varepsilon} = 106 \text{ s}^{-1}$ et celle de l'acier DP450 pour $\dot{\varepsilon} = 168 \text{ s}^{-1}$. L'aluminium ne présente pas un comportement mécanique sensible à la vitesse de déformation dans la gamme de vitesses étudiée. Au contraire, le comportement mécanique de l'acier varie avec la vitesse de déformation. Le niveau de contrainte augmente avec la vitesse de déformation. Cet essai permet d'obtenir des informations importantes sur la loi d'écoulement plastique des matériaux et sa sensibilité à la vitesse de sollicitation. Certaines observations sont cependant à prendre en compte pour une étude plus précise des matériaux : d'une part l'évolution de la vitesse de déformation lors des essais quasi-statiques qui augmente d'une décade entre le début et la fin de l'essai d'autre part le niveau de déformation limité atteint en dynamique pour certains essais. Le plus petit diamètre de bulge n'a pas été testé à haute vitesse, l'échantillon dans ce dernier présente des oscillations importantes du signal de pression lors de l'essai. Ce dernier dispositif permettrait tout de même d'atteindre des vitesses de déformation de l'ordre de 200 s^{-1} .

On observe aussi que la rupture lors de l'essai de bulge n'apparaît pas sous un état de contrainte équi-biaxiale. De la striction localisée apparaît, elle provoque un changement de l'état de sollicitation qui s'oriente en contrainte plane non-équi-biaxiale qui conduit à une rupture prématurée du matériaux à $\bar{\varepsilon}_f = 0.44$ pour l'aluminium 2024-T3 et $\bar{\varepsilon}_f = 0.9$ pour l'acier DP450.

Pour obtenir les données de rupture du matériau en contrainte équi-biaxiale, on utilise alors un essais de poinçonnement hémisphérique dont l'état de contrainte est plus stable. On remarque tout de même que l'état de contrainte n'est pas parfaitement équi-biaxial (en contrainte comme en déformation) pour le AA-2024-T3 qui présente une anisotropie marquée. Les essais de punch quasi-statiques permettent d'obtenir une déformation équivalente à rupture de 0.53 pour l'aluminium 2024-T3 et 1.36 pour l'acier DP450. Les essais dynamiques sont réalisés sur une tour de chute. Ils permettent d'obtenir une vitesse de déformation de l'ordre de 200 s^{-1} . La face externe de l'éprouvette est directement accessible pour une mesure des déformations par stéréo-corrélation d'images mais la précision obtenue est limitée par la définition obtenues avec les caméras en haute fréquence. Les résultats obtenus montrent tout de même une insensibilité de la déformation à rupture avec la vitesse de déformation pour l'aluminium, $\bar{\varepsilon}_f = 0.53$, et une apparente diminution de la déformation à rupture pour l'acier. Cependant ces données obtenues en dynamiques devraient être étudiées à l'aide d'une méthode hybride essai/simulation afin d'obtenir des valeurs plus fiables de la déformation à rupture. La vitesse de sollicitation est limité par la hauteur de chute possible dans le dispositif de tour de chute qui est actuellement de 3 m et permettrait d'atteindre une vitesse d'impact de $7.7 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$. Des essais à

des vitesses supérieures nécessitent la conception d'une tour de chute plus haute ou adaptée avec un système de propulsion du chariot mobile.

4

Traction à déformation plane

Contents

4.1	Introduction	83
4.2	Dimensionnement de l'éprouvette Dual Hole	84
4.2.1	Étude numérique	85
4.2.2	Optimisation de la géométrie	86
4.3	Expériences à basse vitesse	92
4.3.1	Essais sur éprouvettes entaillées	94
4.3.2	Essais V-bending	96
4.3.3	Essais sur éprouvette dual hole	100
4.4	Expériences à haute vitesse	104
4.4.1	Adaptation du dispositif dual hole	104
4.4.2	Résultats	105
4.5	Conclusion	108

4.1 Introduction

La déformation à rupture en traction à déformation plane (PST - *plane strain tension*) est une valeur importante dans la calibration du modèle de rupture Hosford-Coulomb, elle correspond au fond de la vallée entre la traction uniaxiale (UT - *uniaxial tension*) et la traction équi-biaxiale (EBT - *equi-biaxial tension*) sur le graphique $\bar{\varepsilon}_f = f(\eta)$ (voir 1.5b), elle correspond également au point bas des courbes limites de formage (en $\varepsilon_{minor} = 0$). Cette valeur est difficile à obtenir. Les essais existants ont soit un état de contrainte un peu éloigné, soit assez instable au cours de l'essai. Luo et Wierzbicki [58] montrent que cet état de chargement intervient fréquemment lors du processus de mise en forme par emboutissage.

Pourtant il existe dans la littérature un grand nombre de géométries différentes pour obtenir un état de contrainte de traction à déformation plane. La majeure partie sont des éprouvettes de traction. Wagoner and Wang [59] utilisent une éprouvette avec une entaille en V avec un méplat et proposent une analyse de l'influence des paramètres géométriques. Priadi *et al.* [60] et An *et al.* [61] utilisent une éprouvette large avec une entaille circulaire et Flores [62] utilise une éprouvette large sans entaille. Diverses formes d'entailles sont étudiées par Dournaux *et al.* [63] avec l'utilisation d'inter-corrélation d'images, montrant l'intérêt de la géométrie avec entailles en V avec méplat. Il existe aussi des éprouvettes avec gorge, la zone utile est alors amincie, telles que l'éprouvette de traction *flat-grooved* ([15]) ou l'éprouvette *butterfly* ([64]), elles ont l'inconvénient d'être relativement difficiles à usiner.

D'autres types d'essais permettent d'obtenir la valeur de déformation à rupture sous un état de traction à déformation plane. Parmi eux, les essais de type poinçonnement et pliage sont souvent pratiqués. Les essais par poinçonnement de Marciniak [65] et de Nakazima [53] permettant d'obtenir les diagrammes limites de formage sont les plus connus. Raghavan [66] propose une version modifiée des essais de Marciniak avec des éprouvettes entaillées. Plus récemment, Banabic *et al.* [67] proposent une nouvelle méthode d'essai par bulge hydraulique d'éprouvettes percées sur une tôle support. Un essai par pliage/flexion est utilisé par Roth et Mohr [4] qui a pour avantage d'utiliser une éprouvette de forme simple. Dans le cas des matériaux épais, les éprouvettes tubulaires avec une gorge circonférentielle [68] sont aussi utilisées.

Parmi toutes ces géométries, certaines ne permettent pas d'obtenir la valeur de déformation à rupture en traction à déformation plane uniquement par méthode expérimentale, comme l'éprouvette tubulaire ou l'éprouvette butterfly. Les éprouvettes de traction entaillées nécessitent une importante optimisation géométrique, car la zone utile subit souvent différents états de contraintes au cours du charge-

ment, elles fonctionnent pour des matériaux dont la vallée entre traction uniaxiale et traction équilibaxiale est très prononcée.

L'essai de traction à déformation plane nécessite aussi d'être étudié à haute vitesse afin de déterminer la nécessité d'intégrer la dépendance à la vitesse de déformation dans un modèle de rupture. Johnson and Cook [18] ont déjà observé une augmentation de la déformation à rupture avec la vitesse de déformation sur plusieurs matériaux, proposant un modèle en ce sens. Huh *et al.* [69] n'ont pas constaté d'augmentation significative de la déformation à rupture en traction uniaxiale sur des tôles d'aciers dual phase DP600 et DP800. Clausen *et al.* [70] observent une augmentation de la déformation à rupture sur des éprouvettes axisymétriques de traction uniaxiale en aluminium 5083-H116. En ce qui concerne l'aluminium 2024-T351 étudié en cisaillement, Khan and Liu [71] montrent que la déformation à rupture varie peu en quasi-statique mais augmente lors des essais dynamiques. Roth and Mohr [5] observent une augmentation de la déformation à rupture avec la vitesse de déformation avec différentes géométries d'éprouvettes sur des tôles d'aciers DP590 et TRIP780, ils transforment alors le terme linéaire (b) du modèle Hosford-Coulomb en un terme sensible à la vitesse de déformation, semblable à celui du modèle de Johnson-Cook.

Dans cette étude, une nouvelle géométrie d'éprouvette est développée pour étudier la traction en déformation plane. Dans un premier temps, l'optimisation de la géométrie de cette éprouvette par une étude numérique est présentée. Dans un second temps, les essais quasi-statiques de traction à déformation plane effectués à l'aide de cette nouvelle éprouvette sont analysés pour deux matériaux : l'acier dual phase DP450 et l'alliage d'aluminium 2024-T3. Les résultats des essais sont comparés à ceux obtenus à l'aide d'éprouvettes dont les géométries sont issues de la littérature. Dans un troisième temps, cette nouvelle éprouvette est mise en place sur une tour de chute afin de réaliser l'essai de traction à déformation plane sous sollicitations dynamiques.

4.2 Dimensionnement de l'éprouvette Dual Hole

L'essai qui a été conçu lors de cette étude est un intermédiaire entre une flexion *stretch bending* et un essai Nakazima. Une précédente étude ([72]) a permis de mettre en avant la présence d'un état de contrainte en traction à déformation plane sur la surface d'une tôle impactée par un projectile diédrique (figure 4.1). Cet état de contrainte se retrouve uniquement sur la partie centrale de l'arête, et la rupture apparaît d'abord en expansion biaxiale au niveau des sommets du dièdre.

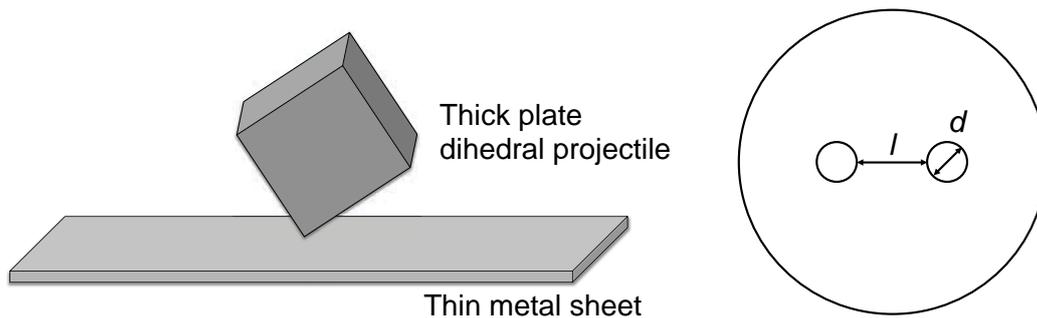


Figure 4.1 – Schéma de l'essai d'impact avec projectile diédrique (à gauche) et géométrie de l'éprouvette (à droite) : l , longueur du ligament, et d , diamètre de perçage.

La solution retenue afin d'obtenir un essai de traction plane jusqu'à rupture est alors de retirer la matière de la tôle située au niveau des sommets du dièdre. L'étude préliminaire montre pour cela qu'un perçage de forme circulaire peut être effectué. Pour obtenir un essai en PST, indépendamment des propriétés mécaniques du matériau, une étude numérique de la géométrie de l'éprouvette est menée.

4.2.1 Étude numérique

L'objectif de ce travail est d'obtenir un jeu de dimensions pour le diamètre de perçage et la distance entre les deux perçages permettant l'utilisation de cet essai pour une large gamme de matériaux métalliques. Une gamme de déformation à rupture entre $\varepsilon_f = 0.5$ et 0.7 est privilégiée, donc des matériaux ductiles comme l'acier DP450. Cette étude est effectuée à l'aide du logiciel de calcul éléments finis LS-DYNA. Des éléments volumiques linéaires ont été utilisés pour modéliser un quart de l'éprouvette (fig.4.2). La tôle est constituée de 16 éléments hexaédriques dans l'épaisseur, éléments linéaires à 1 point d'intégration. La distance entre les perçages étant variable, la taille des éléments dans cette direction est fixée à 0.0625 mm, et dans le sens de la traction les éléments mesurent 0.05 mm. Le poinçon est modélisé par une portion de cylindre de diamètre 2 mm en éléments surfaciques rigides. Une analyse des contacts montre que la valeur du coefficient de frottement a un impact négligeable sur les résultats du modèle.

Pour le dimensionnement, le matériau constitutif de la tôle est modélisé par une loi élasto-plastique isotrope suivant une relation contrainte-déformation plastique de type Swift. Le jeu de paramètres utilisé, proche de celui identifié sur l'acier DP450, est résumé dans le tableau 4.1.

La géométrie ainsi obtenue sera ensuite testée numériquement pour différentes

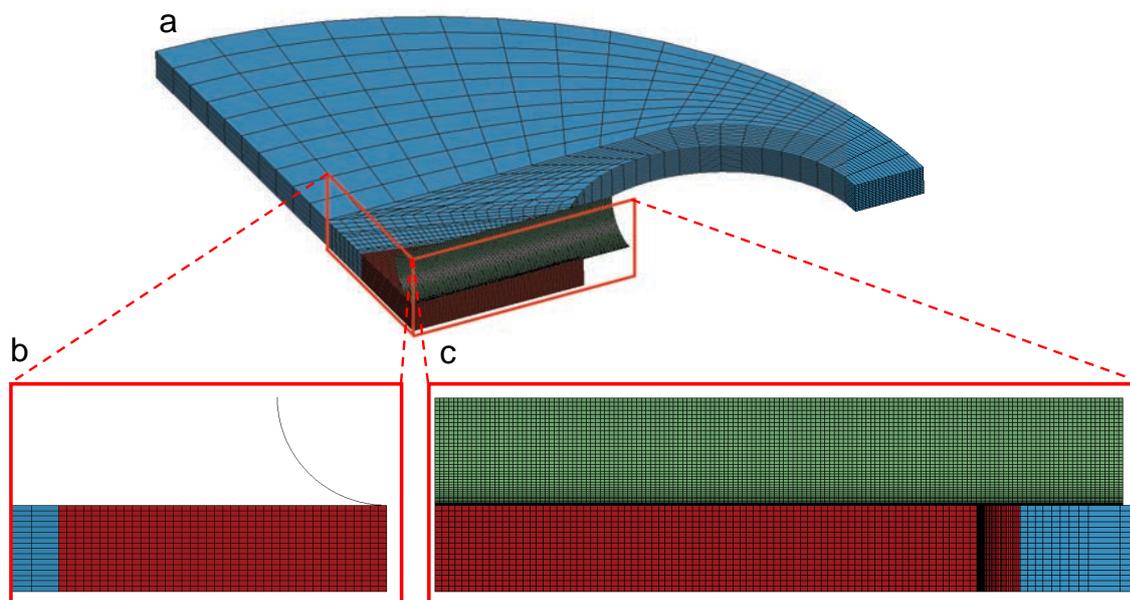


Figure 4.2 – Modèle numérique utilisé pour le dimensionnement : (a) vue d’ensemble du quart d’éprouvette, (b) vue de coupe dans le sens de traction et (c) vue de coupe dans le sens du ligament entre les perçages.

Table 4.1 – Paramètres de la loi POWER_LAW_PLASTICITY

E	ε_0	K	n
[GPa]	[-]	[MPa]	[-]
210	0.003	870	0.216

valeurs d’épaisseur de l’éprouvette et rayon de congé de l’arête du poinçon.

4.2.2 Optimisation de la géométrie

Le diamètre de la surface libre de l’éprouvette est fixé à 27.4 mm, c’est le diamètre de serrage du dispositif de poinçonnement déjà existant utilisé pour les essais de punch dans la section 3.3. Les deux paramètres à faire varier pour optimiser la géométrie sont le diamètre de perçage, d , et la longueur du ligament, l , qui est la distance bord à bord entre les perçages.

Les caractéristiques qui seront déterminantes dans le dimensionnement de l’éprouvette sont (i) le champ de déformation, il faut réduire la différence de déformation entre le centre de l’éprouvette et le bord du perçage si cette dernière est plus élevée et (ii) l’étendue de l’état de contrainte, qui est analysé dans cette partie à l’aide du rapport des déformations principales $\varepsilon_1/\varepsilon_2$. Sur l’éprouvette dual hole, ε_1 et ε_2 sont

respectivement les déformations logarithmiques dans le sens de la traction et dans le sens du ligament. Les points (i) et (ii) sont analysés pour différentes valeurs de déformation équivalente au centre du ligament (0.3, 0.7 et 1.0).

Une première étude numérique, qui n'est pas présentée ici en détails, a permis d'effectuer un premier dimensionnement de l'éprouvette en analysant de façon systématique les champs de déformation effective, de triaxialité et de paramètre de Lode sur la face libre du matériau. La figure 4.3 présente un quart de la zone utile de l'éprouvette, avec pour chaque image, en haut à gauche, le centre de l'éprouvette, en haut, le ligament (axe de symétrie de l'éprouvette, perpendiculaire au sens de traction) et, à droite, le trou de perçage. Cette étude a été réalisée sur une large gamme de valeurs de d (de 3 à 10 mm), et de l (de 6 à 14 mm). Le champ de déformation effective est analysé lorsque son maximum atteint 0.5 afin de vérifier son évolution le long du ligament et dans la direction de traction (direction perpendiculaire au ligament dans le plan de l'éprouvette). Le long du ligament, les niveaux de déformation atteints sont plus homogènes lorsque le rapport l/d est petit. Dans le sens de la traction, les diamètres de perçages les plus grands donnent une déformation plus homogène, néanmoins dans tous les cas elle évolue très rapidement en diminuant lorsque l'on s'éloigne du centre de l'éprouvette. Les champs de triaxialité et de paramètre de Lode sont analysés pour évaluer la surface sur laquelle l'état de contrainte recherché est respecté. Pour cela, la triaxialité comprise entre 0.545 et 0.61 ainsi que le paramètre de Lode compris entre -0.1 et 0.1 (en vert sur les figures) sont considérés comme proches de l'état de contrainte de traction à déformation plane. Cette étude nous oriente vers la géométrie d8l10.

Une seconde étude plus ciblée en terme de valeurs de d et de l est présentée ici sous la forme d'un plan d'expérience centré sur la géométrie d8l10 afin de vérifier l'influence de chacun des deux paramètres sur les résultats analysés. Pour chaque paramètre, 3 valeurs sont testées. Les perçages testés ont pour dimension 5, 8 et 10 mm, et le ligament 8, 10 et 12 mm. Cinq géométries d'éprouvettes ont alors été testées. Pour cette optimisation, le rayon de l'arête du poinçon est de 1 mm et l'épaisseur de la tôle est de 0.8 mm.

Les résultats de l'ensemble des simulations est présenté sur les figures 4.4 pour le point (i) et 4.5 pour le point (ii). Chaque graphique représente une géométrie identifiée par d (diamètre de perçage) et l (longueur du ligament). Tous les graphes sont présentés en fonction de la distance normée par rapport au centre, elle est obtenue en divisant la distance réelle au centre par la demi-longueur initiale du ligament.

La figure 4.4 montre l'évolution de la déformation plastique équivalente le long

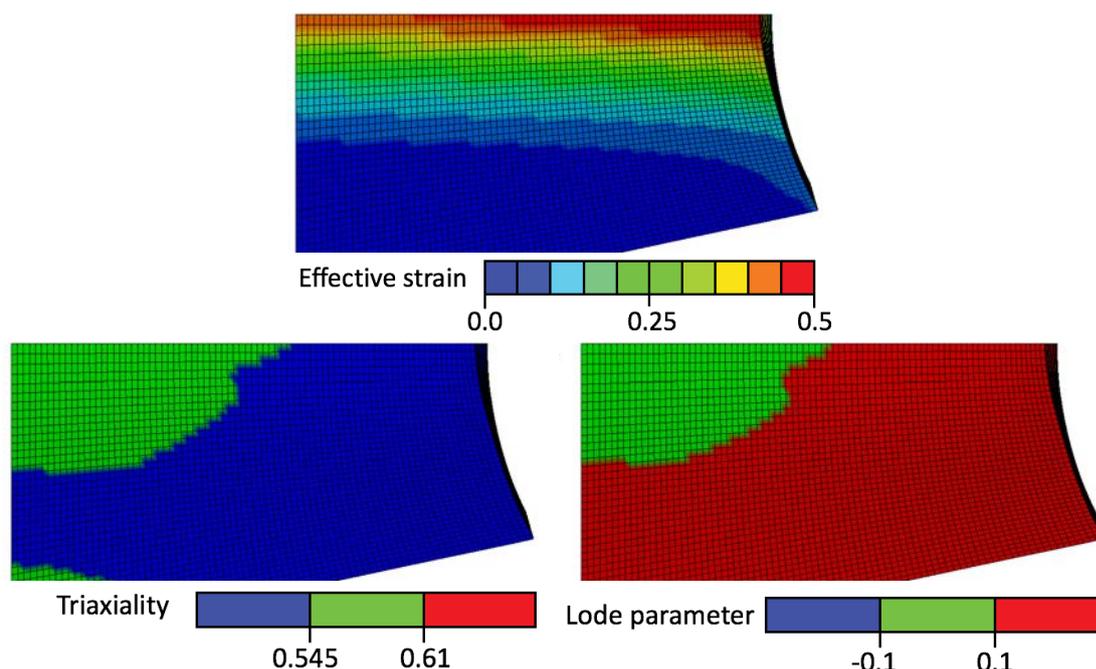


Figure 4.3 – Champs de déformation effective, de triaxialité et de paramètre de Lode sur la géométrie d8l10.

du ligament, pour trois états de déformation. Les différents états de déformations choisis ont une déformation équivalente au centre du ligament égale à 0.3, 0.7 et 1.0. De manière globale, l'état de contrainte de traction à déformation plane recherché se situe principalement au centre du ligament alors que le bord du perçage est en traction uniaxiale. Il est donc nécessaire de diminuer au maximum la déformation sur le bord du perçage afin d'éviter une apparition de la rupture à cet endroit. Les graphes montrent clairement que ce sont les bas niveaux de déformation qui sont les plus susceptibles de présenter ce problème. Pour une déformation au centre qui vaut 0.3, les géométries d5l10 et d8l12 montrent les déformations sur le bord les plus élevées ($\bar{\varepsilon}_p > 0.4$) parmi les 5 géométries.

Le rapport des déformations principales $\varepsilon_1/\varepsilon_2$ peut être examiné sur la figure 4.5. Plus ce rapport est élevé et plus l'état de contrainte se rapproche de l'état de traction à déformation plane. Ce rapport est tracé pour les trois états de déformation vus précédemment. La limite de 20 est tracée en rouge sur les graphes afin de déterminer les meilleures configurations. Pour un matériau isotrope suivant un critère de plasticité de von Mises, si $\varepsilon_2 = 0$, la triaxialité vaut $1/\sqrt{3}$ et le paramètre de Lode vaut 0. Dans les mêmes conditions, un rapport $\varepsilon_1/\varepsilon_2 = 20$ (resp. -20) donne en contraintes planes une triaxialité de 0.591 (resp. 0.559) et un paramètre de Lode de -0.105 (resp. 0.159). À titre de comparaison Dournaux *et al.* [63] utilisent une limite de $\varepsilon_1/\varepsilon_2 = 5$ (resp. -5) donnant une triaxialité de 0.620 (reps. 0.498) et un

paramètre de Lode de -0.440 (resp. 0.566). Les géométries d8l8 et d10l10 présentent des rapports de déformations supérieurs à 20 sur moins de 60 % de la longueur du ligament pour les trois niveaux de déformations.

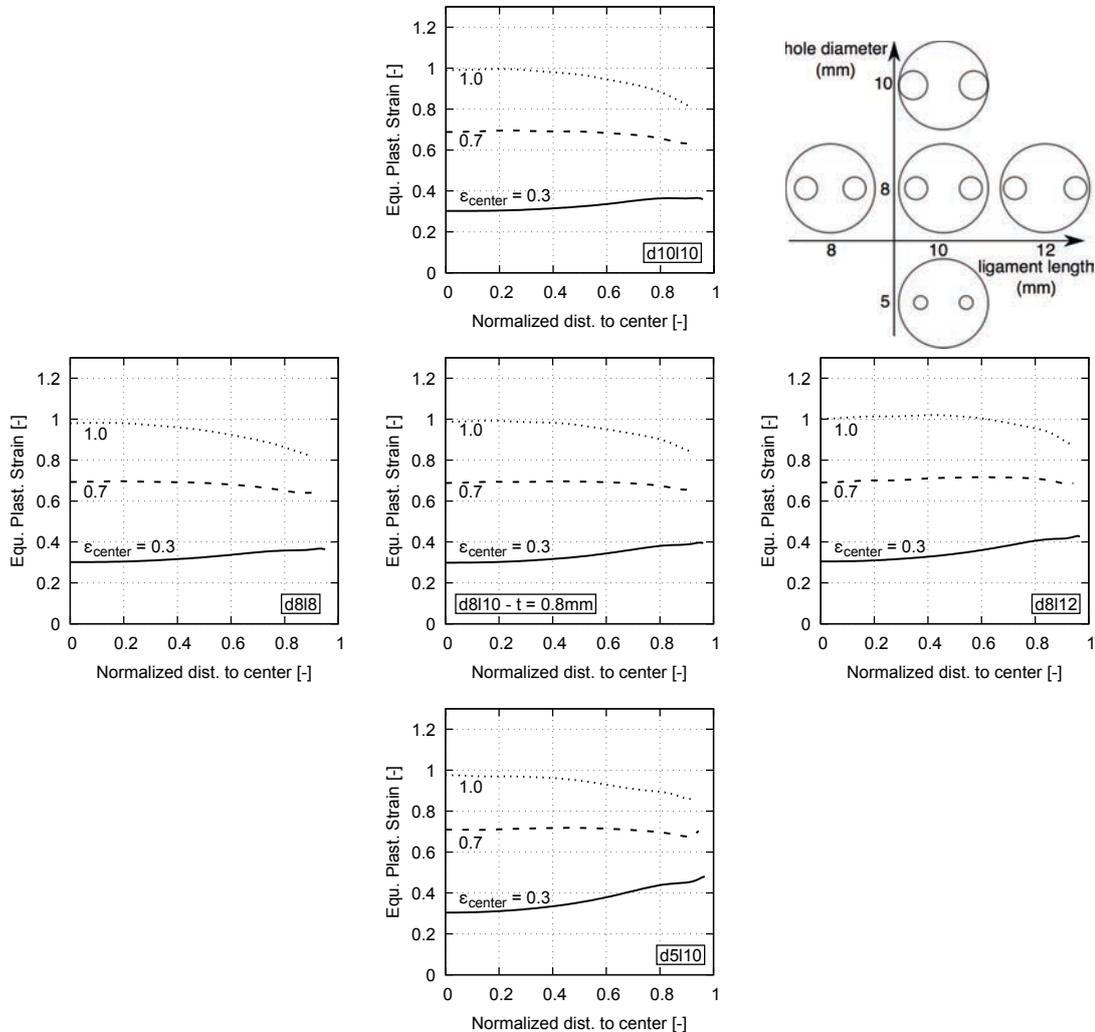


Figure 4.4 – Étude géométrique de l'éprouvette Dual Hole : évolution de la déformation plastique équivalente le long du ligament pour différents niveaux de déformation au centre.

Bien qu'elle ne présente pas les meilleurs résultats sur l'évolution de la déformation plastique équivalente d'une part et du rapport $\varepsilon_1/\varepsilon_2$ d'autre part, la géométrie d8l10 permet d'avoir un équilibre entre ces deux critères d'optimisation. Cette géométrie est maintenant utilisée afin d'analyser l'influence de l'épaisseur de l'éprouvette et du rayon d'arête du poinçon sur les résultats obtenus.

Sur la figure 4.6, l'influence de l'épaisseur de la tôle sur l'évolution de la déformation plastique équivalente le long du ligament et sur le rapport des déformations

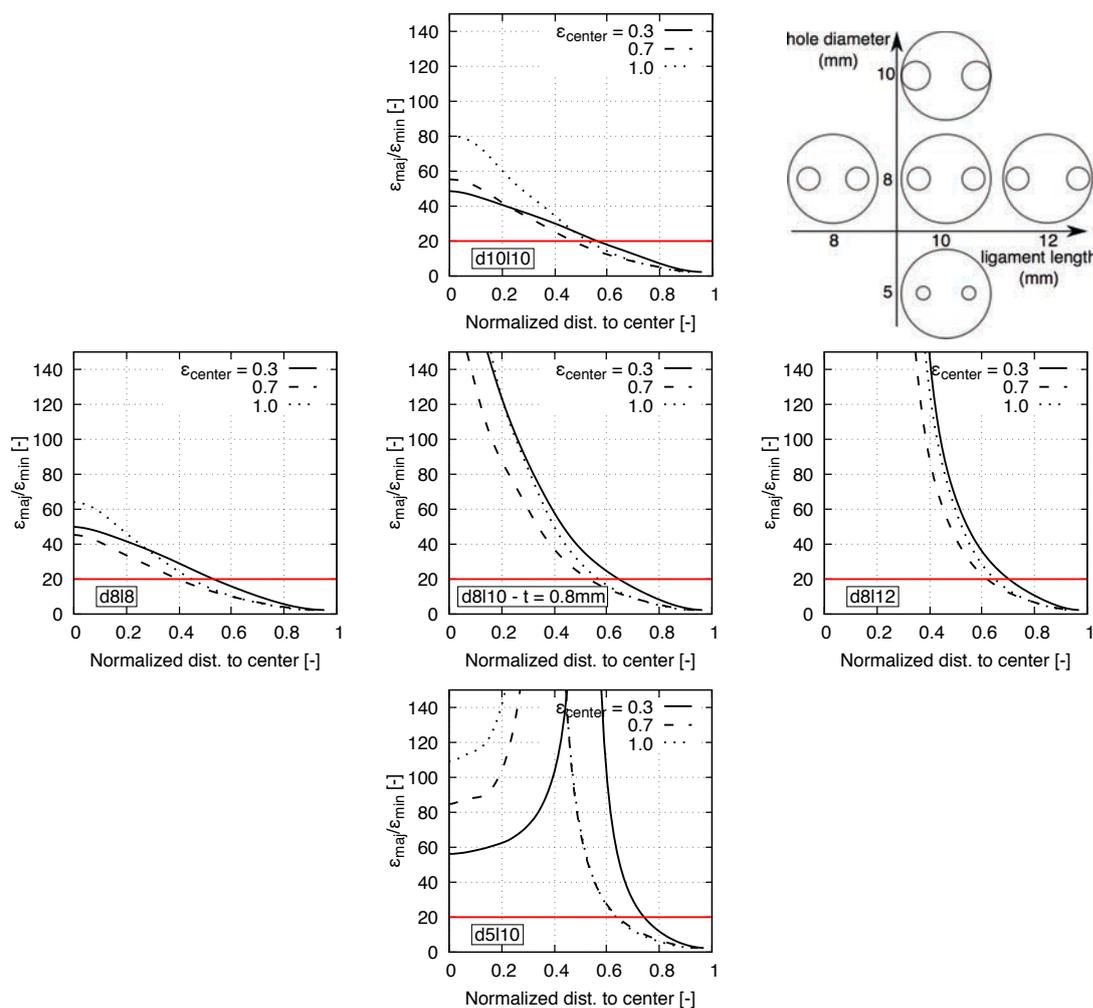


Figure 4.5 – Étude géométrique de l'éprouvette Dual Hole : évolution du rapport de la déformation majeure sur la déformation mineure le long du ligament pour différents niveaux de déformation au centre.

principales est mis en présentée. On observe que pour les fortes épaisseurs l'écart entre la déformation équivalente au centre et celle sur le bord prend de l'importance. Ce résultat limite le succès de l'essai pour les matériaux ayant pour déformation à rupture une vallée peu prononcée en traction biaxiale. Pour ces matériaux l'essai V-bending est conseillé. Le rapport des déformations principales reste satisfaisant pour toutes les épaisseurs.

Pour tous les calculs précédents un rayon d'arête de 1 mm a été utilisé. La figure 4.7 permet de comparer ce résultat avec celui obtenu pour un rayon d'arête de 0.4 mm. On remarque que la diminution du rayon a peu d'impact sur les faibles niveaux de déformation mais pour les niveaux de déformation plus important, le champ de déformation se trouve sensiblement modifié. Le maximum de déformation ne se situe

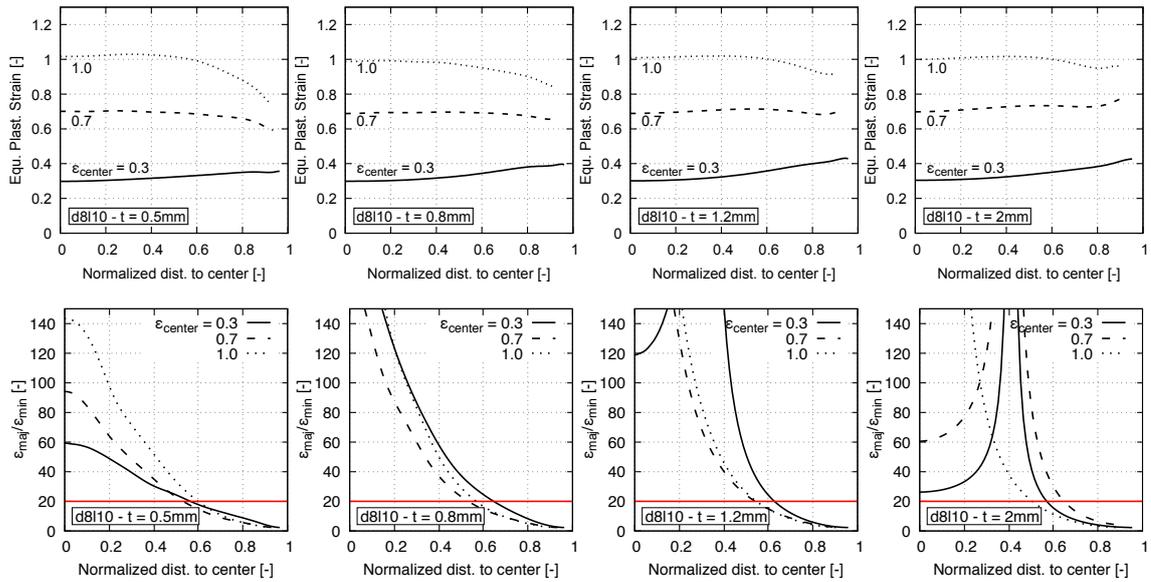


Figure 4.6 – Effet de l'épaisseur du matériau (0.5, 0.8, 1.2 et 2.0 mm) sur l'évolution de la déformation plastique équivalente et du rapport des déformations majeures et mineures le long du ligament.

pas dans la zone de contrainte à déformation plane pour le rayon de 0.4mm, il est donc préférable d'utiliser le poinçon avec arête de rayon 1 mm. Un rayon plus grand n'a pas été testé car il augmenterait les frottements entre le poinçon et l'échantillon ce qui aurait tendance à provoquer l'apparition de la rupture hors de la crête formée lors de l'essai.

Afin d'améliorer encore l'écart sur les valeurs de déformation équivalentes, un chanfrein à 45° est usiné sur le bord du perçage sur une profondeur de la moitié de l'épaisseur du matériau. L'effet du chanfrein est visible sur la figure 4.8. Le graphe présente la déformation équivalente au centre du ligament et au bord du perçage en fonction du déplacement du poinçon. Avec le chanfrein, le champ de déformation au niveau du ligament est plus homogène. Les niveaux de déformation atteints sur le bord sont plus bas dans la version avec chanfrein, ce qui permet d'annuler l'écart entre les deux déformations (centre et bord) à environ 0.5 de déformation effective avec chanfrein contre 0.6 sans chanfrein, limitant ainsi le risque d'apparition de la rupture sur le bord.

D'autres arguments pratiques ont contribué au choix de cette géométrie. Un perçage de diamètre inférieur est plus difficile à surfacer. La taille du ligament permet aussi de limiter l'effort pendant l'essai. La figure 4.9 présente la géométrie finale de l'éprouvette.

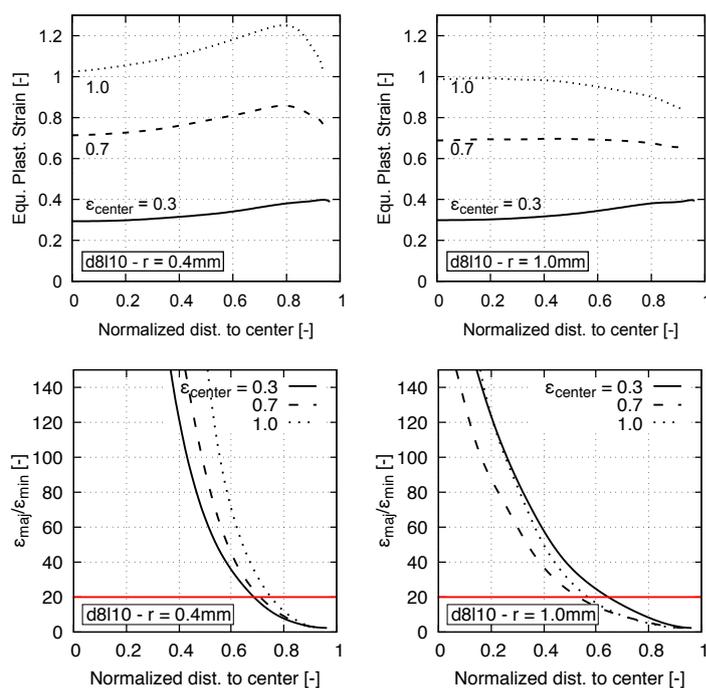


Figure 4.7 – Effet du rayon de courbure de l'arête du poinçon (0.4 et 1.0 mm) sur l'évolution de la déformation plastique équivalente et du rapport des déformations majeures et mineures le long du ligament.

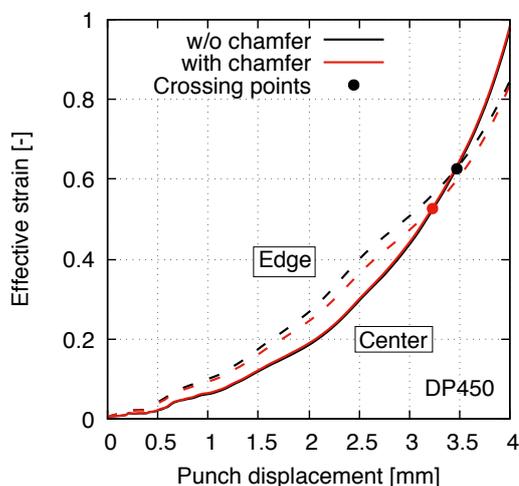


Figure 4.8 – Évolution de la déformation équivalente au centre et sur le bord de la zone utile pour l'éprouvette sans et avec chanfrein.

4.3 Expériences à basse vitesse

Dans cette section, deux matériaux, un acier DP450 et un aluminium 2024-T3, sont testés en conditions quasi-statiques. Les résultats obtenus de deux dispositifs d'essais

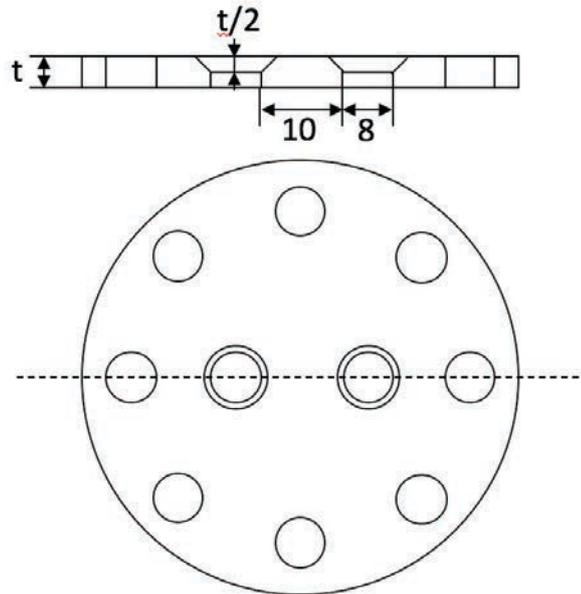


Figure 4.9 – Éprouvette dual hole

de traction à déformation plane issus de la littérature sont comparés à ceux de l'essai de poinçonnement sur éprouvette dual hole : un essai sur éprouvette entaillée en V (NT1.5) et un essai v-bending. L'ensemble des résultats permettra d'analyser la performance de l'éprouvette dual hole et de souligner les limites des autres essais.

Lorsque cela est nécessaire, la simulation numérique est utilisée pour analyser l'évolution de l'état de contrainte et vérifier que le lieu d'apparition de la rupture est identique à celui observé expérimentalement. Pour cela l'aluminium AA2024-T3 est modélisé avec le modèle de plasticité Yld-2000 3d ([10]) combiné avec le modèle de rupture Hosford-Coulomb [22]. Le DP450 est modélisé avec le modèle de plasticité non-associée Hill-NAFR ([7]) et le modèle de rupture Hosford-Coulomb (voir section 1.2).

Les matériaux testés sont modélisés avec des lois anisotropes. Or, l'état de contrainte de traction à déformation plane est défini en contrainte plane par une triaxialité égale à $1/\sqrt{3} \approx 0.5773$ dans le cas d'un matériau isotrope. De plus cet état de chargement est défini par une relation sur les déformations et non sur les contraintes. On a :

$$\begin{cases} \varepsilon_{33}^p &= -\varepsilon_{11}^p \\ \varepsilon_{22} &= 0 \end{cases} \quad (4.1)$$

Les valeurs de triaxialités attendues sont donc différentes de la valeur théorique pour les matériaux isotropes. Les simulations de cet état de chargement sur des volumes élémentaires à l'aide des modèles cités précédemment indiquent que les valeurs de triaxialités attendues sont pour le AA2024-T3, $\eta_{AA2024-T3} = 0.63$, et pour le DP450, $\eta_{DP450} = 0.56$ (voir section 1.3.4).

4.3.1 Essais sur éprouvettes entaillées

La géométrie d'éprouvette utilisée ici est une éprouvette de traction possédant une entaille en V avec un méplat (fig.4.10) que l'on appelle NT1.5. Cette géométrie a été introduite par Wagoner and Wang, d'abord testée sur un aluminium 2036-T4 ([59]) puis sur un acier dual phase ([73]). Cette géométrie a été comparée par Dournaux *et al.* [63] à d'autres éprouvettes entaillées. Elle présente les résultats parmi les plus satisfaisants en ce qui concerne l'état de contrainte. La version utilisée ici est une géométrie réduite (largeur 10 mm au niveau des entailles et méplat de 0.26 mm contre une largeur de 31.2 mm et un méplat de 2.4 mm dans la version de Dournaux *et al.*) afin d'avoir une zone utile de dimensions comparables à celles des autres essais (v-bending et dual hole).

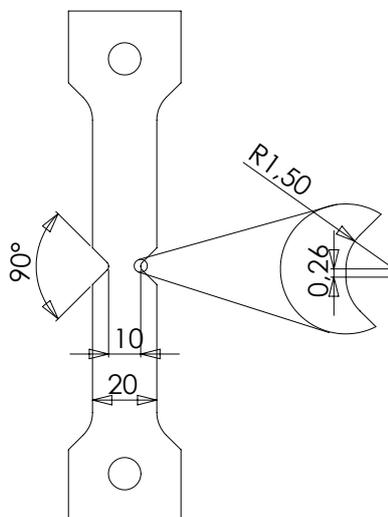


Figure 4.10 – Plan de l'éprouvette NT1.5

Lors des essais avec cette géométrie, l'instant de la rupture a été détecté à l'aide d'une caméra rapide (Photron FASTCAM SA5) à 75000fps. Sur la figure 4.11, la rupture de l'aluminium AA2024-T3 apparaît sur le bord de l'éprouvette et se propage vers le centre.

Sur la figure 4.12, l'apparition de la fissure sur l'acier DP450 se produit à une

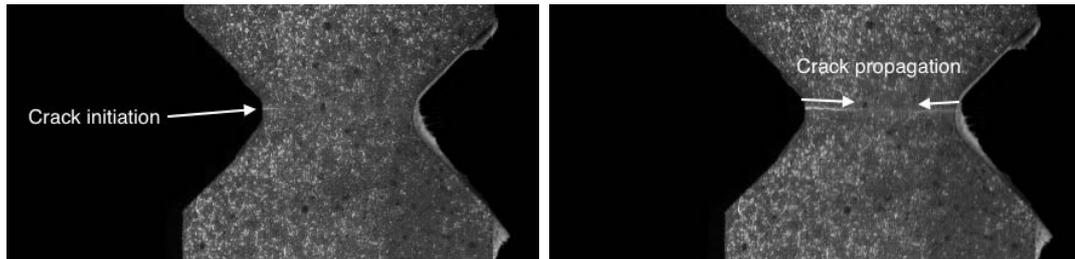


Figure 4.11 – Initiation de la rupture sur l'éprouvette en AA2024-T3.

distance du bord de l'éprouvette d'environ 1/5ème de la largeur de l'éprouvette.

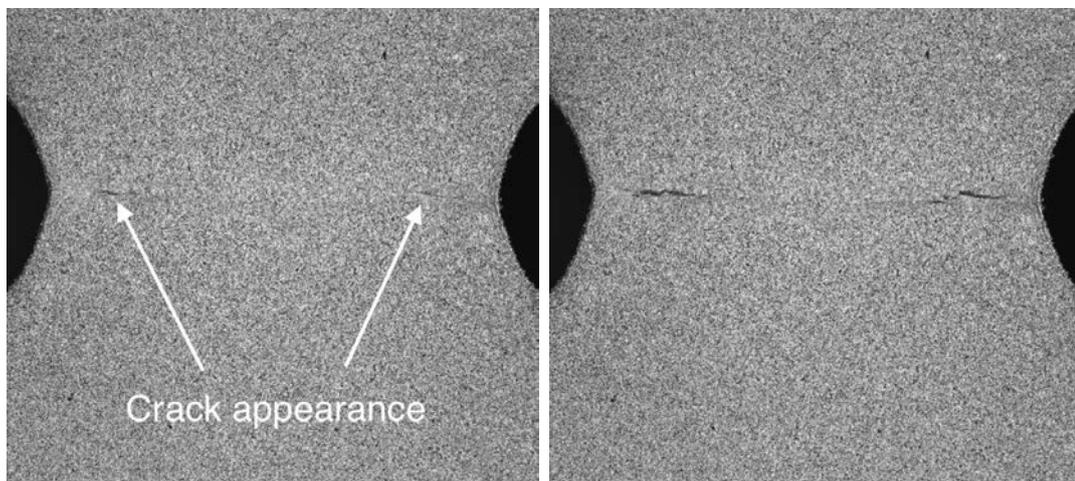


Figure 4.12 – Initiation de la rupture sur l'éprouvette en DP450.

L'état de contrainte le long de la zone utile variant entre la traction uniaxiale sur les bords de l'éprouvette à la traction à déformation plane au centre avec un très fort gradient de déformation, cette géométrie est très sensible à la différence de déformation à rupture entre ces deux états de contrainte. Cette géométrie est donc peu adaptée pour les matériaux dont la vallée de la valeur de déformation à rupture en traction à déformation plane est peu prononcée comme l'aluminium AA2024-T3.

Malgré l'observation effectuée sur les images du DP450, il est nécessaire d'utiliser la simulation numérique pour analyser la déformation au cœur du matériau. Le huitième de l'éprouvette est modélisé avec 14 éléments dans la demi-épaisseur et 100 éléments dans la demi-largeur. La figure 4.13 montre la déformation effective juste avant la rupture prédite par le modèle Hosford-Coulomb. Le maximum de déformation n'est pas sur la surface mais à l'intérieur de la matière, au milieu de l'épaisseur. Le point noir indique le lieu d'initiation de la rupture prédit par le modèle de rupture avec une loi de cumul d'endommagement linéaire. La rupture pourrait donc apparaître à l'intérieur de l'éprouvette sous un état de contrainte

différent de la traction à déformation plane.

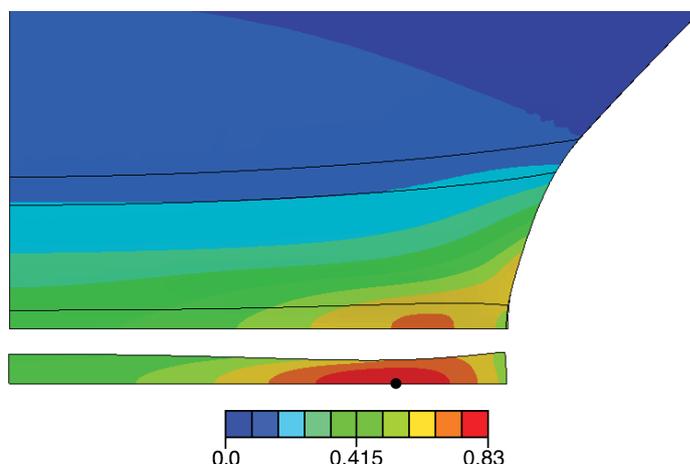


Figure 4.13 – Champ de déformation effective sur la surface (en haut) et à l'intérieur de la zone utile de l'éprouvette NT1.5, acier DP450.

La valeur de déformation à rupture obtenue par inter-corrélation d'images lors des essais expérimentaux sur l'éprouvette NT1.5 est $\bar{\varepsilon} = 0.83$. C'est la même valeur qui est prédite par le modèle HC mais à l'intérieur du matériau. Sur la figure 4.14, la distribution de la déformation effective le long du ligament montre qu'elle varie beaucoup entre le centre et le bord de l'éprouvette. La valeur de triaxialité indique que la rupture apparaît dans une zone où l'état de contrainte est proche de la traction à déformation plane en surface. Néanmoins, sur le plan médian, les valeurs de déformations obtenues par la simulation sont presque 2 fois plus élevées lorsque la déformation en surface indique 0.83 et l'état de contrainte est très éloigné de la traction plane. La valeur de déformation à rupture en surface retenue est donc de 0.83 mais la rupture s'initie à mi épaisseur à un instant très proche, et même précédent légèrement la rupture en surface d'après la simulation numérique.

4.3.2 Essais V-bending

Les essais sont effectués à l'aide du dispositif décrit par Roth and Mohr [4]. Un échantillon rectangulaire de 60 mm \times 20 mm est posé sur deux cylindres de diamètre 30 mm dont les centres sont séparés de 33.8 mm. Le pliage est appliqué à l'aide d'un couteau à lame plate d'arête de rayon 0.4 mm. Le champ de déplacement est suivi par stéréo-corrélation d'images. L'intérêt de ce dispositif est de garder le couteau immobile par rapport aux caméras afin de réduire la profondeur de champ nécessaire pour obtenir une image nette et permettre d'avoir des caméras relativement proches de l'échantillon. C'est donc la partie solidaire des cylindres qui est

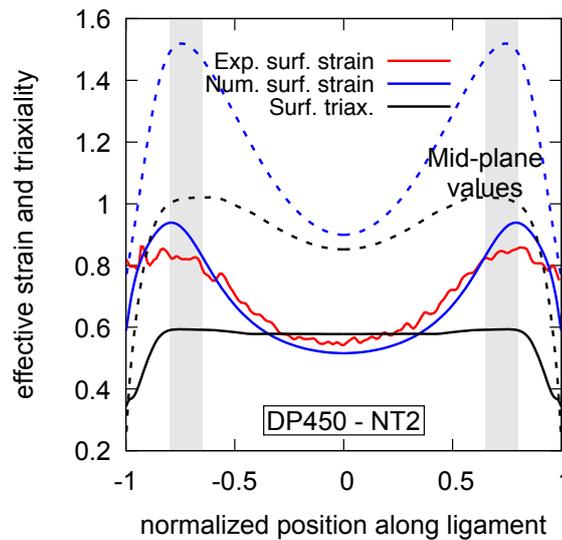


Figure 4.14 – Distribution de la déformation équivalente et de la triaxialité le long de la zone utile sur la surface (trait plein) et sur le plan médian (ligne tirets), les lieux d'apparition des premières fissures sont représentés par les zones grisées.

mise en mouvement lors de l'essai.



Figure 4.15 – Dispositif de V-bending et plan de l'éprouvette.

Le dispositif est inséré dans une machine d'essais universelle et la partie mobile est déplacée à une vitesse de $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ donnant une vitesse de déformation de l'ordre de $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. L'essai de V-bending présente une excellente stabilité de l'état de contrainte jusqu'à l'apparition de la rupture (figure 4.16b), il est donc intéressant pour la calibration de modèles de rupture. La simulation de l'essai est effectuée sur un quart de l'éprouvette avec le modèle Yld2000-3d de l'aluminium 2024-T3. L'éprouvette est constituée de 16 éléments dans l'épaisseur ($e = 1.2 \text{ mm}$),

de 160 éléments dans la demi-largeurs ($l/2 = 10$ mm) et les éléments de la zone utile mesurent 0.057 mm dans le sens de la traction. La figure 4.16a montre la distribution de la déformation équivalente et de la triaxialité le long de la zone en traction calculée par la simulation numérique. Les valeurs de ces grandeurs varient très peu le long de la zone utile, ce qui rend cet essai facilement exploitable expérimentalement.

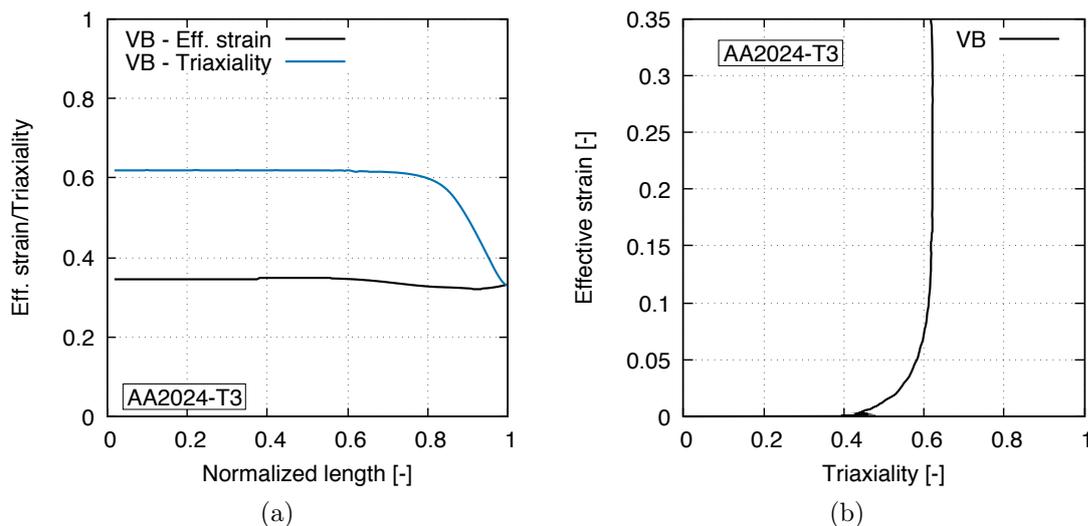


Figure 4.16 – Résultat de simulation du V-bending sur le modèle du AA2024-T3. (a) Distribution de la déformation effective et de la triaxialité sur la surface de l'échantillon, le long de la zone en flexion et (b) évolution de la déformation effective en fonction de la triaxialité.

L'essai présente néanmoins des limites de nature géométrique. En considérant le plan médian de l'éprouvette comme étant la fibre neutre du matériau, la déformation équivalente maximum que peut atteindre cet essai est estimée par :

$$\bar{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left(\frac{R+t}{R+t/2} \right) \quad (4.2)$$

où R est le rayon de courbure interne de l'échantillon et t son épaisseur. Dans le cas où $R \rightarrow 0$, la déformation limite est $\bar{\varepsilon} = 0.8$. Le V-bending est donc réservé aux matériaux de faible ductilité avec une épaisseur suffisante. La figure 4.17 présente la zone utile des éprouvettes après essai, l'échantillon d'aluminium 2024-T3 a atteint la rupture tandis que sur l'acier DP450, aucune fissure n'est visible. Les valeurs théoriques limites de déformation des deux matériaux données par l'équation 4.2 sont $\bar{\varepsilon}^{AA2024-T3} = 0.54$ et $\bar{\varepsilon}^{DP450} = 0.47$ avec cet essai.

Les déformations mesurées pendant les essais sur l'aluminium 2024-T3 ont permis d'observer une initiation de la rupture en traction à déformation plane à $\varepsilon_f = 0.28$.

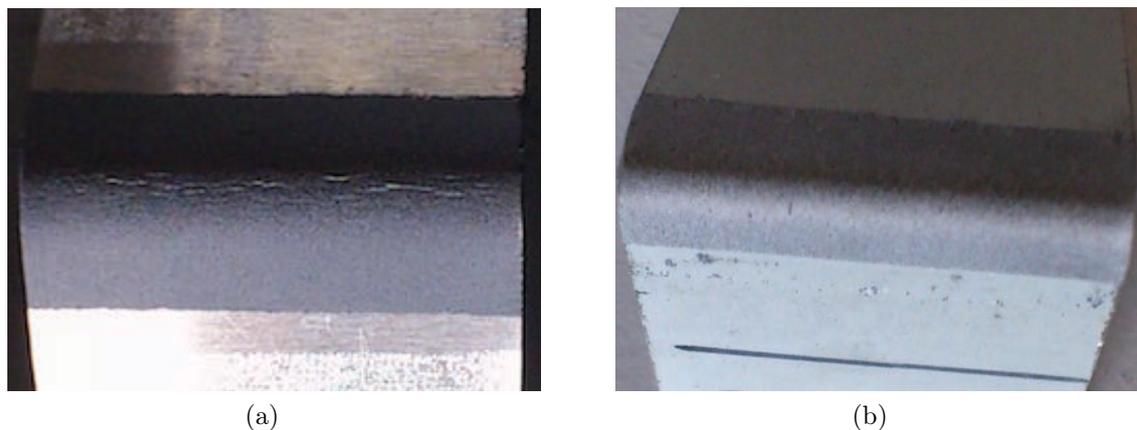


Figure 4.17 – Éprouvettes de V-bending après essai : (a) l'aluminium 2024-T3 montre de nombreuses fissures et (b) l'acier DP450 ne présente aucune rupture.

La figure 4.18 montre que la déformation est relativement stable le long de la zone en flexion. Le polissage des bords de l'éprouvette après la découpe par jet d'eau est nécessaire pour éviter une amorce de rupture sur le bord. Avec l'AA2024-T3, la rupture apparaît bien sur la partie centrale de l'éprouvette.

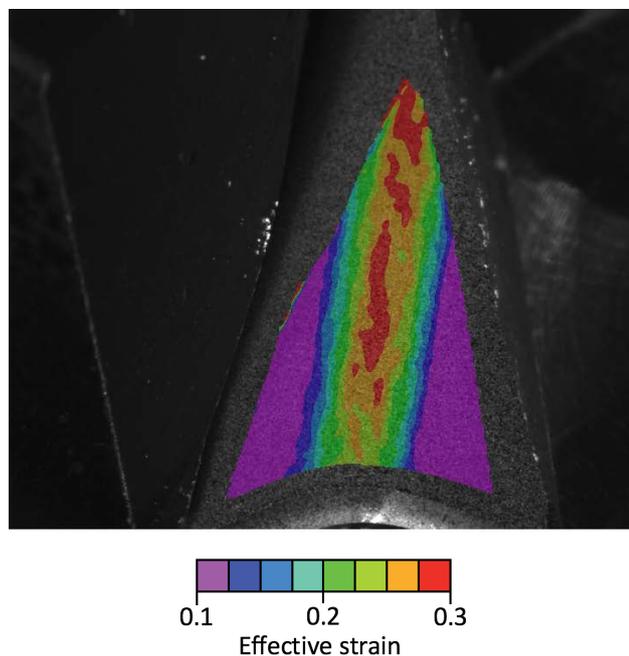


Figure 4.18 – Champ de déformation effective sur la surface de l'éprouvette V-bending en AA2024-T3 à l'apparition des premières fissures.

4.3.3 Essais sur éprouvette dual hole

Pour ces essais, la géométrie obtenue dans la section 4.2 de ce chapitre est utilisée (figure 4.9). Le montage utilisé (figure 4.19) est constitué d'un socle de base ③ contenant une douille à bille afin de guider le poinçon ② en translation. Le poinçon est un cylindre en acier de diamètre 12.6 mm dont une extrémité est usinée en biseau dont les deux face forment un angle de 90° et dont le rayon d'arête est de 1 mm. L'éprouvette ① est centrée face au trou de passage du poinçon et fixée à l'aide d'une bague ④ serrée par 8 vis. Trois colonnes reliées par un support sont solidaires du socle afin de permettre un accès visuel à l'échantillon. Le montage est positionné dans une machine de traction-compression universelle.

La surface utile de l'éprouvette est suivie par stéréo corrélation d'images à l'aide de deux caméras de 5 Mpx. C'est la partie socle-échantillon qui est mise en mouvement et le poinçon est fixe afin de garder la zone utile de l'éprouvette la plus immobile possible par rapport aux caméras ; ce qui permet de diminuer la profondeur de champ nécessaire et d'approcher au maximum les caméras de l'échantillon.

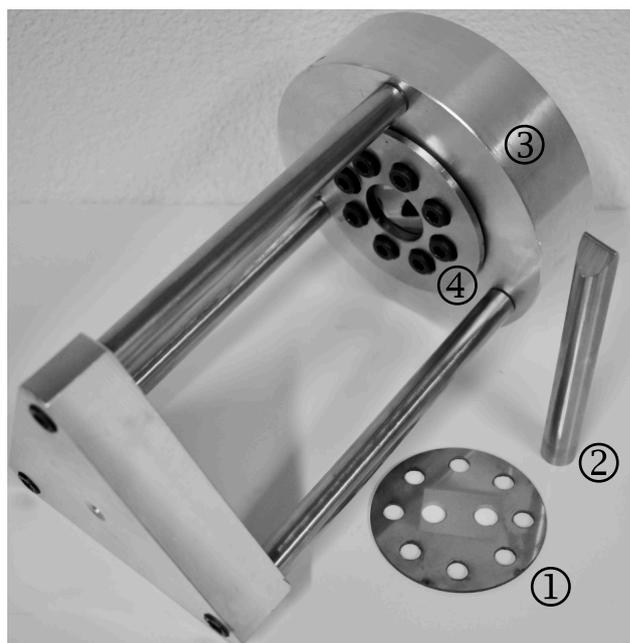


Figure 4.19 – Montage de poinçonnement de l'éprouvette dual hole avec (1) une éprouvette non déformée, (2) le poinçon d'arête de rayon 1 mm, (3) la base de l'amarage de l'échantillon contenant une douille à bille afin de guider le poinçon et (4) la bague de fixation de l'échantillon.

L'essai est mené à une vitesse de 2 mm/min, ce qui donne une vitesse de déformation $\dot{\epsilon} \approx 5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. La figure 4.20 présente les courbes de force-déplacement de la traverse de l'ensemble des essais. La reproductibilité des essais en terme d'effort

est difficile à prendre en compte, la géométrie du chanfrein et le système de serrage de l'éprouvette sont autant de facteurs pouvant impacter le niveau d'effort. Cependant, comme nous allons le voir, cette variation du niveau d'effort modifie peu les mesures de déformation à rupture.

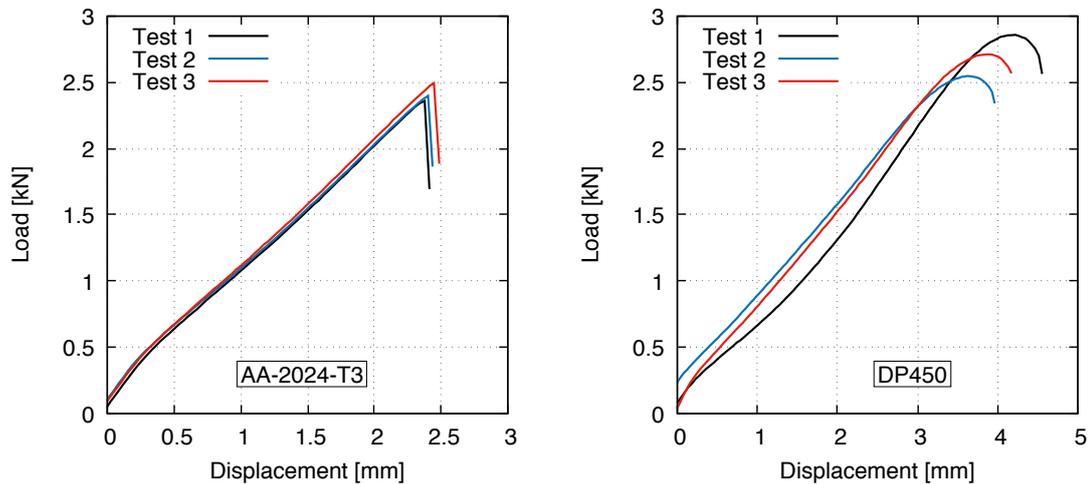


Figure 4.20 – Courbes d'efforts des essais de poinçonnement d'éprouvette dual hole sur l'aluminium AA-2024-T3 et l'acier DP450.

La rupture est déterminée visuellement à partir des photos des essais. Lorsque l'instant et le lieu de la première initiation de rupture sont déterminés, la déformation est mesurée à l'instant précédent au lieu de la rupture. La figure 4.21 présente les champs de déformations effectives mesurés sur les éprouvettes dual hole juste avant la rupture.

La figure 4.22 présente la répartition de la déformation effective et de la triaxialité obtenue par la simulation le long du ligament de l'éprouvette dual hole. La déformation équivalente expérimentale (trait noir continu) est comparée à celle obtenue par simulation (tirets noir). Sur l'aluminium 2024-T3, l'allure de la mesure expérimentale de la déformation est plus uniforme que le résultat donné par la simulation qui prévoit une élévation de la déformation sur le bord de l'éprouvette, cette différence est probablement engendrée par la profondeur du chanfrein qui est obtenue à ± 0.15 mm. Les données expérimentales et numériques de la déformation sur l'acier DP450 concordent. La répartition de la triaxialité (tirets bleus) montre que l'état de contrainte est relativement uniforme sur 60 % de la largeur du ligament. La rupture sur l'aluminium apparaît en limite de la zone en traction à déformation plane, à une distance du centre du ligament de $0.6 \times l/2$ où l est la longueur du ligament en surface, tandis qu'elle apparaît à $0.3 \times l/2$ sur l'acier.

L'évolution de la triaxialité à l'endroit de la rupture (figure 4.23) est stable

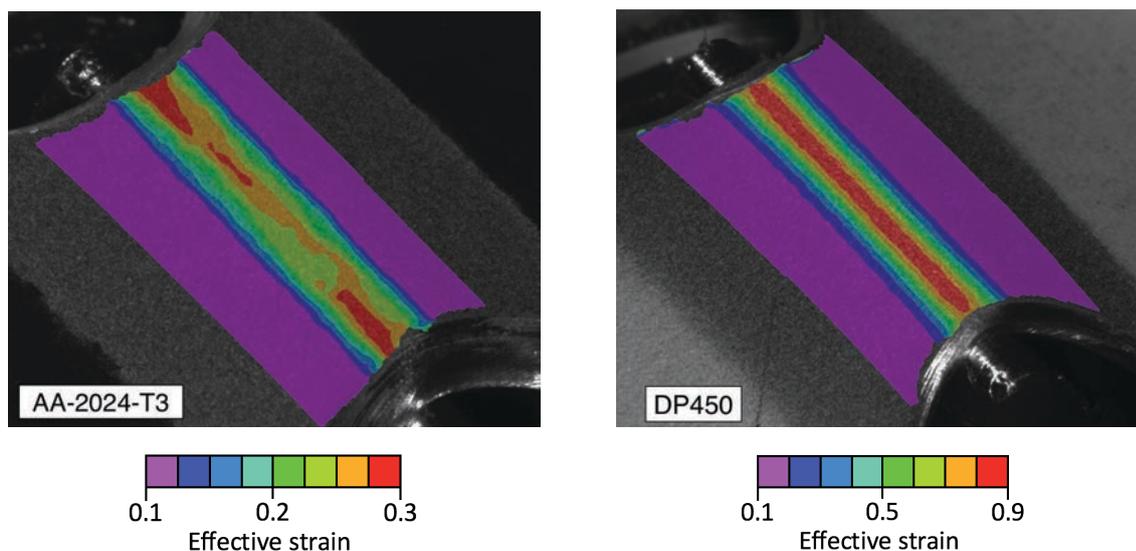


Figure 4.21 – Champs de déformation effective des éprouvettes dual hole du AA-2024-T3 et du DP450 à l'image précédent l'initiation de la rupture.

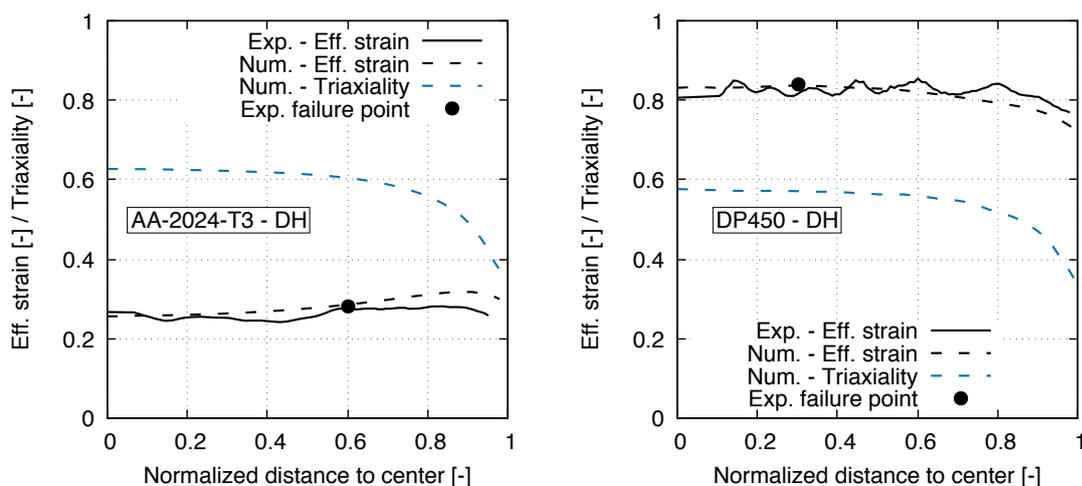


Figure 4.22 – Répartition de la déformation effective et de la triaxialité le long du ligament sur l'éprouvette dual hole au moment de la rupture : AA2024 et DP450. Sur l'axe des abscisses 0 est le milieu du ligament (centre de l'éprouvette) et 1 le bord du chanfrein.

pendant l'essai pour les deux matériaux. Pour le AA-2024-T3, elle vaut en moyenne $\eta_{AA-2024-T3}^{av} = 0.61$, elle est donc légèrement en dessous la valeur attendue qui est de 0.63. Pour le DP450, $\eta_{DP450}^{av} = 0.56$, ce qui est exactement la valeur attendue. Cet essai se présente donc comme une bonne alternative lors la recherche de la déformation à rupture de matériaux métalliques ductiles.

Les déformations effectives à rupture obtenues lors des essais de traction à dé-

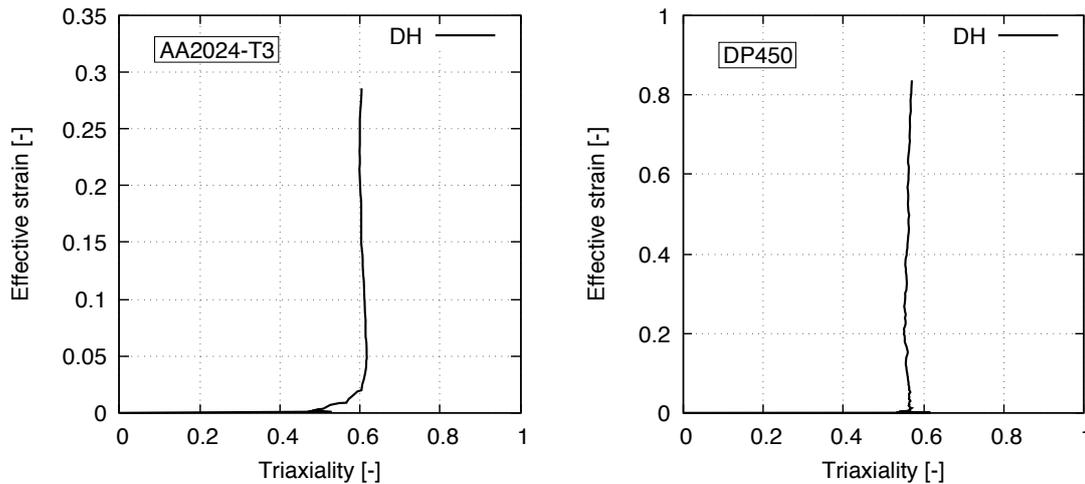


Figure 4.23 – Évolution de la déformation effective en fonction de la triaxialité à l’endroit de l’initiation de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.

formation plane sur éprouvette dual hole sont récapitulées dans le tableau 4.2. Les essais présentent une excellente répétabilité avec des valeurs pour chaque matériau présentant un écart relatif inférieur à 5 %. Sur le AA-2024-T3, la déformation à rupture mesurée est $\bar{\varepsilon}_f = 0.28$, ce qui est identique à l’essai de V-bending présenté précédemment. La valeur obtenue pour le DP450 est $\bar{\varepsilon}_f = 0.84$, elle est quasiment identique à celle obtenue avec l’éprouvette entaillée (0.83).

Table 4.2 – Déformations équivalentes à rupture des éprouvette dual hole mesurées expérimentalement.

Material	$\bar{\varepsilon}_f^{Test1}$	$\bar{\varepsilon}_f^{Test2}$	$\bar{\varepsilon}_f^{Test3}$	$\bar{\varepsilon}_f^{\text{average}}$
AA-2024-T3	0.28	0.27	0.28	0.28
DP450	0.82	0.84	0.86	0.84

Pour résumer, l’essai de traction sur éprouvette entaillée, malgré sa facilité de mise en œuvre, s’applique à des matériaux qui ont une vallée de déformation à rupture en traction biaxiale très prononcée afin d’éviter l’initiation de la rupture sur le bord de l’éprouvette. L’utilisation de caméras rapides est conseillée pour analyser expérimentalement le lieu d’apparition de la rupture. Malgré cela, la rupture peut tout de même apparaître au cœur du matériau, cet essai nécessite également l’utilisation de la simulation pour déterminer le lieu d’apparition de la rupture. L’essai de V-bending donne un trajet de chargement d’une excellente stabilité mais son application est limitée à des matériaux de faible ductilité et dont l’épaisseur est suffisamment grande. L’essai DHPST (dual hole plane strain tension) quand à lui présente tout de même une limite pour les matériaux présentant une très faible

ductilité et une vallée de déformation à rupture en traction biaxiale peu prononcée, ces matériaux sont alors à tester sur un dispositif de type V-bending.

4.4 Expériences à haute vitesse

Le principal objectif est de tester la faisabilité de l'essai de PST sur éprouvette dual hole à haute vitesse de déformation. Le v-bending est limité par son dispositif dont la course est relativement faible et par la ductilité des matériaux. L'éprouvette NT1.5 est difficilement exploitable à haute vitesse, expérimentalement le lieu d'initiation de la rupture est difficile à localiser. Le second objectif de cette étude est d'apporter des éléments de discussion à propos de l'influence de la vitesse de déformation sur la déformation à rupture et donc de la nécessité de l'intégrer au modèle de rupture.

4.4.1 Adaptation du dispositif dual hole

Le montage de poinçonnement d'éprouvette dual hole est utilisé pour des essais à hautes vitesses. Les essais sont effectués sur une tour de chute (figure 4.24). L'éprouvette ① est fixée sur le chariot mobile ③ à l'aide d'une couronne de fixation ④. Le chariot est en chute libre guidée par deux colonnes ⑥. La masse de l'ensemble solidaire du chariot est de 9 kg. Cet ensemble est lâché en chute libre d'une hauteur de 100 mm et impacte le poinçon ② au niveau de la zone utile (ligament) de l'éprouvette. L'effort appliqué par l'éprouvette sur le poinçon est alors transmis et mesuré par la cellule d'effort ⑤. La cellule d'effort est un système *Sensing Block* tel que proposé par Tanimura [74] et déjà utilisé pour l'expérimentation dynamique sur tour de chute par Galpin *et al.* [75]. Cette cellule d'effort a été étalonnée en quasi-statique à l'aide d'une masse connue, puis vérifiée en dynamique par le positionnement en série d'une cellule piézoélectrique Kistler.

Ce dispositif permet, comme dans le cas quasi-statique vu précédemment, de mettre en mouvement l'échantillon et donc d'avoir une zone utile à hauteur fixe lors de l'essai. La surface de l'échantillon est suivie par stéréo corrélation d'images à l'aide de deux caméras rapides ⑦ de résolution 1 Mpx. Les caméras enregistrent les photos des essais à une fréquence de 50000 fps, la résolution des images est alors réduite à 512×272 pixels.

La figure 4.25 présente les courbes d'efforts obtenues avec les essais dynamiques DHPST. L'essai présente une bonne reproductibilité pour les deux matériaux.

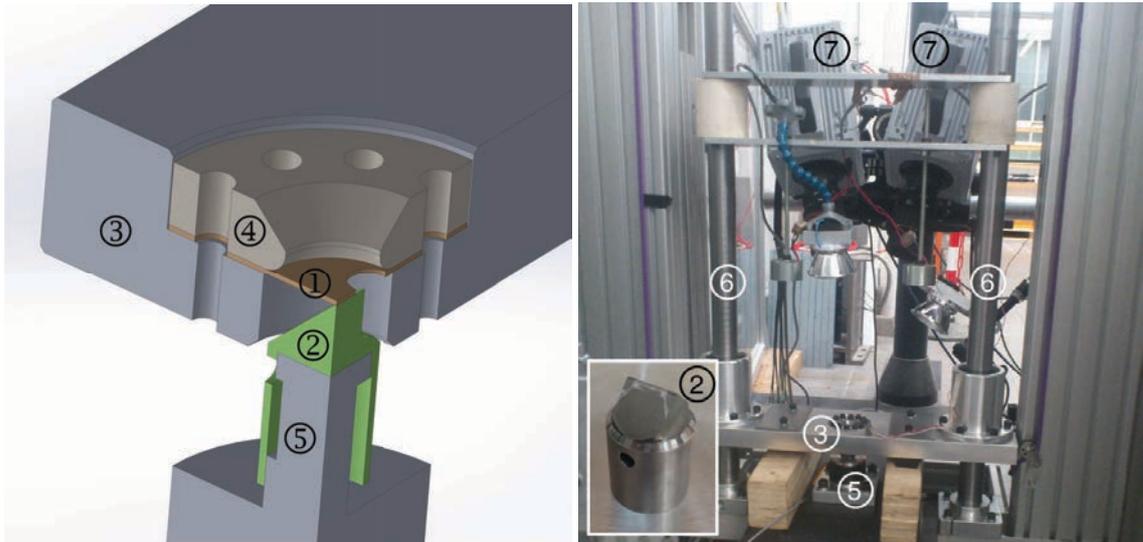


Figure 4.24 – Schéma de l'assemblage de l'éprouvette et du poinçon du dispositif en dynamique (à gauche) et photo du dispositif au sein de la tour de chute et poinçon (à droite) : ① éprouvette, ② poinçon, ③ chariot mobile, ④ couronne de fixation, ⑤ cellule d'effort, ⑥ colonnes de guidage et ⑦ caméras haute vitesse.

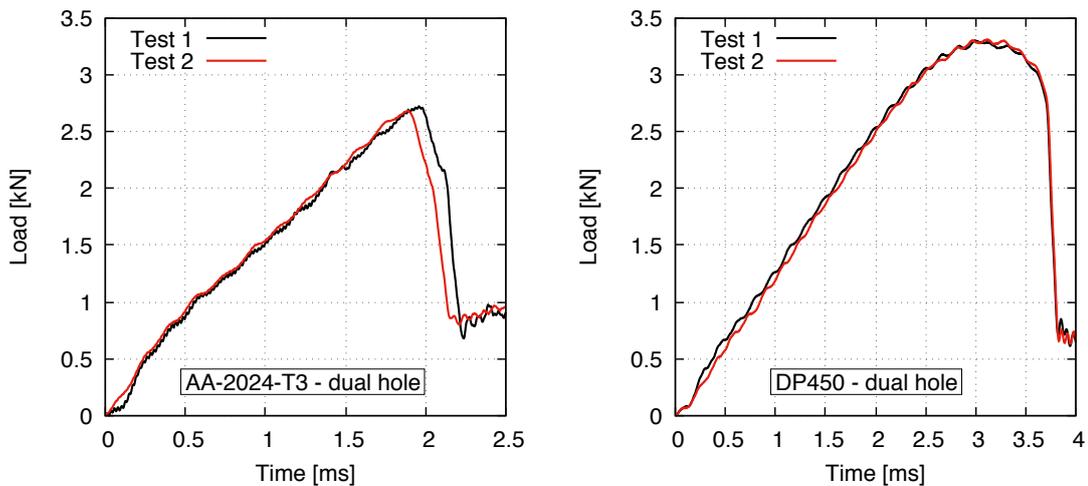


Figure 4.25 – Évolution de l'effort en fonction du temps des essais dual hole à haute vitesse : AA-2024-T3 et DP450.

4.4.2 Résultats

Le champ de déformation obtenu pour chaque essai est analysé. Les deux exemples de mesures, présentés figure 4.26, montrent la localisation de la déformation sur le ligament. Les résultats donnés par la stéréo corrélation sont très sensibles à la taille et au recouvrement des facettes utilisés lors du calcul du champ de déformation.

La déformation effective ainsi que le rapport des déformations principales dans

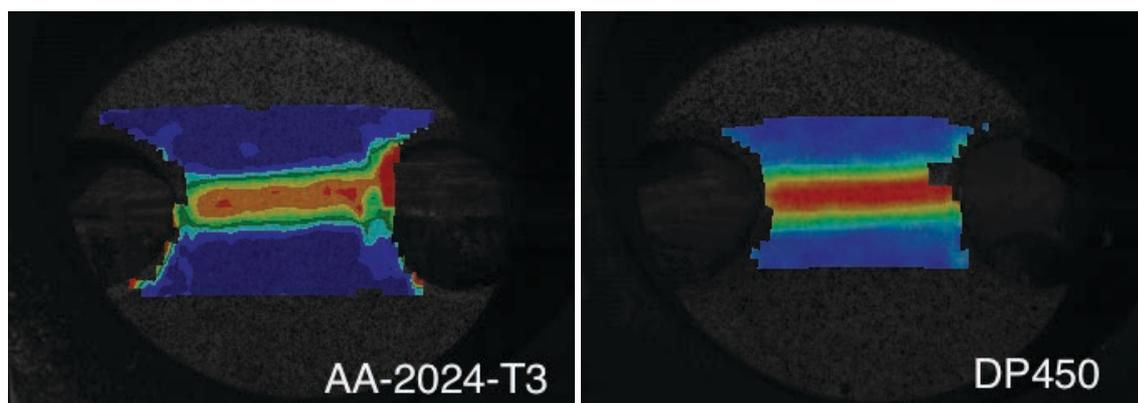


Figure 4.26 – Champ de déformation équivalente des éprouvettes DHPST à haute vitesse au moment de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.

le plan de la tôle sont présentées figure 4.27. Bien que la précision des données soit limitée, on constate que la répartition de la déformation le long du ligament est relativement stable pour les deux matériaux. Le ratio $\varepsilon_{11}/\varepsilon_{22}$ est supérieur à 20 sur une grande partie de la zone centrale du ligament. L'état de traction à déformation plane est donc aussi vérifié pour les essais à haute vitesse.

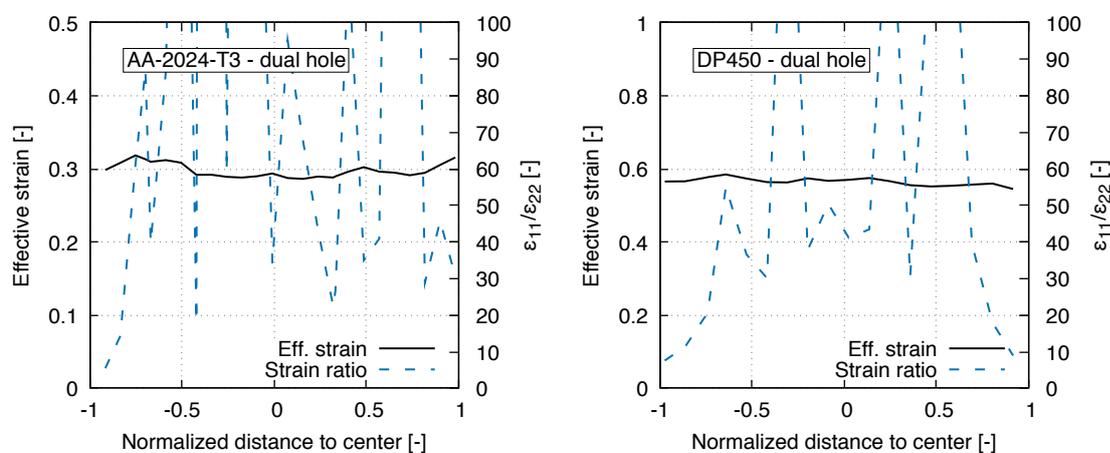


Figure 4.27 – Répartition de la déformation équivalente et du ratio $\varepsilon_{11}/\varepsilon_{22}$ des éprouvettes DHPST à haute vitesse mesurés au moment de la rupture : AA-2024-T3 et DP450.

L'évolution de la déformation effective (figure 4.28) est quasi-linéaire. Les vitesses de déformation moyennes lors des essais sont de 105 s^{-1} pour l'aluminium AA-2024-T3 et 125 s^{-1} pour l'acier DP450. Le tracé de la vitesse de déformation montre une légère augmentation de celle-ci pendant l'essai.

Comme évoqué précédemment, la distance des caméras et la taille réduite des images due à la vitesse de capture entraîne une définition limitée des photos lors

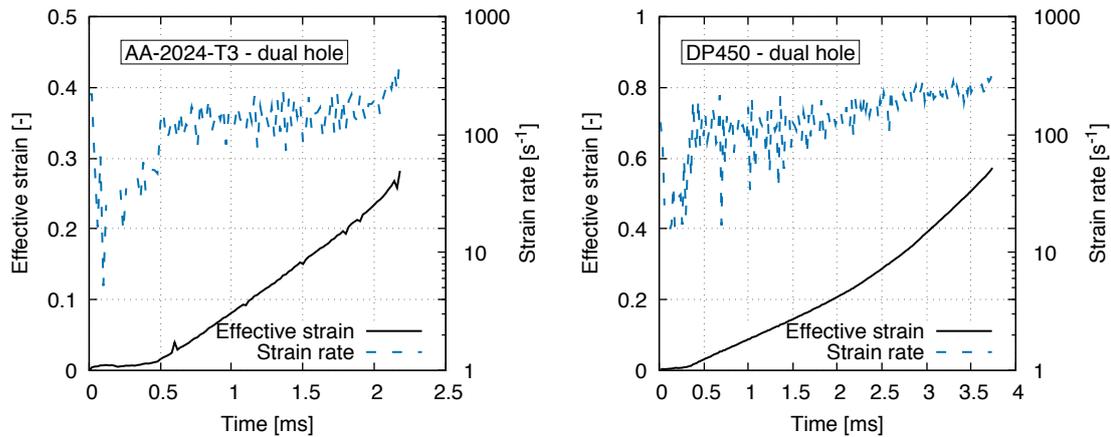


Figure 4.28 – Évolution de la déformation équivalente et de la vitesse de déformation sur la zone centrale du ligament des éprouvettes DHPST lors d’essais dynamiques : AA-2024-T3 et DP450.

des essais en dynamique (précision de $85 \mu\text{m}/\text{px}$ contre $10 \mu\text{m}/\text{px}$ pour les essais à basse vitesse). Cela entraîne des difficultés à détecter le lieu et le moment précis de l’initiation de la rupture. De plus, lors du calcul du champ de déplacement de la surface de l’échantillon, il est possible de modifier le maillage servant au calcul. Les facettes de ce maillage sont paramétrées par leur taille, *facet size*, et leur recouvrement, *facet step*. Plus la taille des facettes est grande et plus les données calculées sont robustes mais les effets locaux de taille plus petite peuvent être omis. Plus le recouvrement est grand et plus la surface calculée est représentée de manière continue. Le tableau 4.3 regroupe les résultats de déformation à rupture obtenus pour les essais effectués avec différents paramètres de maillage. Pour le AA-2024-T3, les déformations à rupture retenues varient de 0.28 à 0.33 avec une valeur moyenne à 0.31. Les mesures retenues pour le DP450 vont de 0.55 à 0.70 avec une moyenne à 0.63. Les tailles de facettes les plus petites (12×12 et 14×10) sont celles qui représentent le mieux la localisation des déformations. Comme dans le cas de l’essai de poinçonnement hémisphérique, malgré la taille réduite des facettes, il est important de souligner que la localisation de la déformation est probablement inaccessible à notre mesure et donc que les valeurs de déformations à rupture sont plus élevées que celle mesurées. Là encore, il apparaît nécessaire d’utiliser une approche couplée avec la simulation numérique pour obtenir une valeur de déformation à rupture plus précise. En prenant pour chacun des matériaux seulement les déformations mesurés sur les calculs les plus précis de chaque essais on obtient pour l’aluminium $\bar{\epsilon}_f = 0.32$ et pour l’acier $\bar{\epsilon}_f = 0.67$.

Table 4.3 – Résumé des résultats obtenus lors de l’inter-corrélation des images d’essai avec différents paramètres de calculs.

Material	Test #	Facet size ($x \times y$) [px]	Facet step [px]	$\bar{\varepsilon}_f$ [-]
AA-2024-T3	1	18×18	8	0.28
	1	15×15	4	0.31
	2	15×15	7	0.30
	2	15×15	3	0.32
	2	12×12	5	0.33
DP450	1	15×15	5	0.57
	1	12×12	4	0.68
	1	14×10	4	0.70
	2	15×15	5	0.55
	2	12×12	4	0.63
	2	14×10	4	0.64

4.5 Conclusion

Dans ce chapitre un nouvel essai de traction plane a été proposé. Cet essai est un intermédiaire entre l’essai de flexion (stretch bending) et l’essai de Nakazima. La géométrie retenue est une éprouvette circulaire percée le long d’un diamètre de deux trous situés de manière symétrique par rapport au centre de l’éprouvette et chanfreinés d’un côté. Le bord de l’éprouvette est encastré et le centre est poinçonné par un dièdre dont l’arête est parallèle au ligament sur la face non chanfreinée. L’optimisation de la géométrie est basée sur la répartition de la déformation équivalente et du rapport des déformations principales du plan le long du ligament. Finalement, un diamètre de perçage de 8 mm et une longueur de ligament de 10 mm pour un diamètre d’encastrement d’encastrement de 27.4 mm et un diamètre de poinçon de 12.7 mm sont choisis pour être appliqués à nos matériaux.

Les déformations à rupture obtenues avec l’essai DHPST sont identiques à celles obtenues par un essai de V-bending sur l’aluminium 2024-T3 et par un essai avec éprouvette entaillée sur l’acier DP450. Les avantages du DHPST sont une rupture qui apparaît sur la surface visible et son applicabilité à une large gamme de matériaux métalliques ductiles. Son application sur le AA-2024-T3 est évidemment un cas limite de son domaine d’utilisation, mais volontairement réalisé pour montrer son équivalence avec l’essai V-bending. Pour des matériaux combinant une faible ductilité et une vallée en traction biaxiale de la déformation à rupture peu prononcée, il est conseillé de d’appliquer l’optimisation géométrique présentée, ou d’utiliser un essai de type V-bending. L’essai DHPST se montre à même de permettre l’identification

de la déformation à rupture en traction plane pour les matériaux métalliques plus ductiles.

L'essai DHPST a été ensuite adapté pour être effectué en sollicitations dynamiques. Le dispositif est alors utilisé sur une tour de chute. Cet essai permet d'obtenir de nouvelles informations sur les matériaux mais il nécessite, pour contourner les limitations actuelles des caméras rapides, d'être utilisé avec une approche hybride faisant appel à la simulation numérique.

5

Effets de chargements non-proportionnels

Contents

5.1	Introduction	113
5.2	Méthodologie d'application des chargements	114
5.3	Premier chargement : traction uniaxiale	115
5.3.1	Description du dispositif et des paramètres d'essai	115
5.3.2	Champ de déformations	115
5.4	Second chargement	117
5.4.1	Traction en déformation plane	117
5.4.2	Expansion équi-biaxiale	118
5.4.3	Mesure des déformations	119
5.5	Résultats et comparaison avec le modèle d'endommagement	120
5.5.1	Modèle d'endommagement	120
5.5.2	Résultats expérimentaux	120
5.6	Conclusion	125

5.1 Introduction

La modélisation de la rupture des matériaux ductiles est d'une importance majeure pour les problématiques de mise en forme des matériaux et de crash entraînant de grandes déformations ([36]). Il existe des modèles plus ou moins complexes pour prédire la rupture des matériaux ([15]), et leur calibration nécessite toujours de passer par la détermination de résultats expérimentaux. La recherche de géométries d'éprouvettes et de méthodes d'essais permettant d'appliquer des trajets de chargement linéaires, stables jusqu'à la rupture est au cœur de ce travail ([63], [76], [4]). Cependant, les conditions réelles de sollicitations peuvent mener le matériau à la rupture par trajet de chargement non-proportionnel. Stoughton and Yoon [77] montrent que lors d'une étape de mise en forme le matériau peut subir une grande variété d'états de contrainte et propose un diagramme limite de formage en contrainte.

L'application de trajets de chargements non-linéaires mais maîtrisés devient donc nécessaire pour vérifier les performances des modèles et de la loi de cumul de l'endommagement. Rao and Laukonis [78] effectuent des essais de pré-déformation en traction à déformation plane suivis de traction uniaxiale en variant l'orientation du matériau par rapport à la direction de laminage. Barata Da Rocha *et al.* [79] tracent de nombreuses courbes limites de formages à partir d'essais effectués après une large variété de pré-déformations et mets en avant l'influence du chemin de déformation sur les performances de mise en forme. Leotoing and Guines [80] appliquent des trajets non-linéaires à un alliage d'aluminium 5086, sur une éprouvette cruciforme, un premier chargement en traction simple est mené à différentes déformations puis un second chargement en traction équibiaxiale jusqu'à rupture, les différentes pré-déformations conduisent soit à une amélioration soit à une réduction de la mise en forme. Khan *et al.* [81] effectuent des essais de torsion suivi par une compression sur un Ti-6Al-4V à différentes vitesses de déformation. Chow *et al.* [82] pratiquent des pré-déformations en traction uniaxiale, en traction à déformation plane et en traction équibiaxiale sur un AL6111-T4 et analysent l'impact sur le diagramme limite de formage. Bouvier *et al.* [83] appliquent une pré-déformation en cisaillement suivi d'une traction uniaxiale sur des aciers DC06, DP600 et TRIP800 et un aluminium AA-6016-T4. Papasidero *et al.* [84] effectuent des essais avec une pré-déformation en compression, cisaillement et traction sur des éprouvettes de torsion-traction de AA-2024-T351 et propose une calibration du modèle de Hosford-Coulomb pour les différentes pré-déformations appliquées. Les travaux sont très variés et il existe une multitude de trajets de chargements possibles.

Dans ce chapitre, deux trajets de chargements sont étudiés. Le premier chargement de pré-déformation est une traction uniaxiale. Le second chargement est soit

une traction à déformation plane, soit une traction équi-biaxiale. Différents niveaux de pré-déformation sont appliqués. L'objectif de ce travail est d'analyser l'effet du trajet de chargement sur la déformation à rupture, de valider l'hypothèse d'égalité des déformations à rupture entre la traction uniaxiale et la traction équi-biaxiale du modèle de Hosford-Coulomb et de donner des éléments quant à la forme de la loi de cumul d'endommagement.

5.2 Méthodologie d'application des chargements

Les tôles des matériaux (AA-2024-T3 et DP450) dans leur état d'origine sont d'abord découpés pour le premier chargement (figure 5.1). Ce premier chargement est un essai de traction uniaxiale (UT - uniaxial tension) sur éprouvette altère. La particularité de ces éprouvettes est leur grande taille. Chaque éprouvette subit un premier chargement jusqu'à atteindre le niveau de pré-déformation souhaité. Un dispositif d'inter-corrélation d'images 2d permet de vérifier le niveau de déformation et l'uniformité du champ de déformation. L'éprouvette est alors déchargée et les éprouvettes de traction à déformation plane (PST - plane strain tension) et de traction équi-biaxiale (EBT - equi-biaxial tension) nécessaires au second chargement y sont prélevées. Le second chargement est ensuite appliqué jusqu'à rupture. Les deux essais sont suivis par stéréo-corrélation d'images. Toutes les éprouvettes sont sollicitées dans la direction de laminage. L'ensemble des essais est décrit plus précisément dans les sections suivantes.

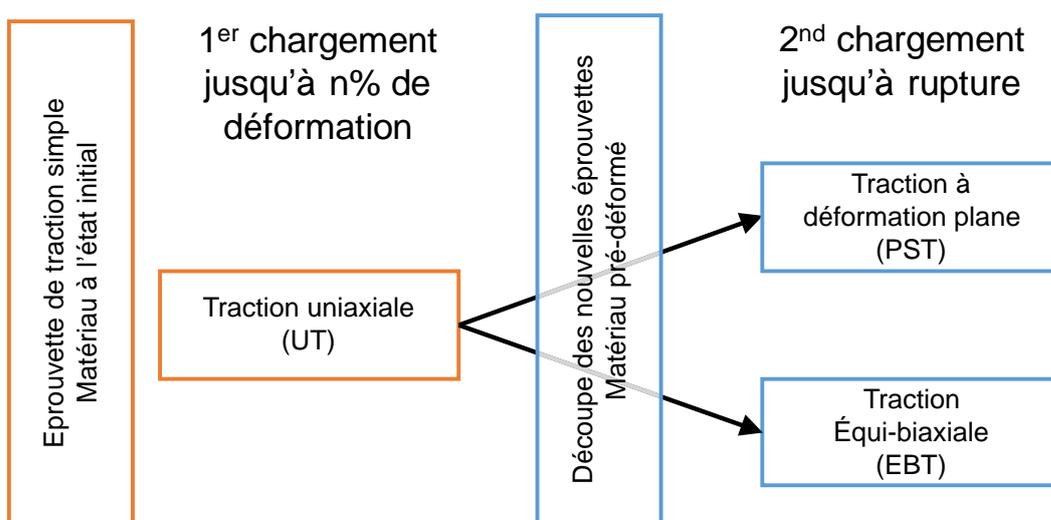


Figure 5.1 – Méthode d'application des chargements non-proportionnels.

5.3 Premier chargement : traction uniaxiale

5.3.1 Description du dispositif et des paramètres d'essai

Pour cette étude, un nouveau dispositif est conçu spécialement pour effectuer les tractions uniaxiales sur grandes éprouvettes ⑥ (figure 5.2). Le dispositif est un couple de mors de traction ⑤, de 250 mm de large, composés chacun de trois trous de centrage avec vis axes ③, filetés à leur extrémité, permettant le centrage et le serrage global du mors. L'amarrage complet de l'éprouvette est effectué par poinçonnement partiel grâce à 17 vis M12 ④ à extrémité usinée en calotte sphérique. Le serrage de ces vis est effectué avec une clé dynamométrique au couple défini en fonction du matériau, pour l'acier DP450 dont l'épaisseur est 0.81 mm les vis sont serrées à 13 N.m et pour l'aluminium AA-2024-T3 d'épaisseur 1.2 mm, les vis sont serrées à 14 N.m pour celles côté éprouvette, 15 N.m au centre et 16 N.m côté machine. Ces paramètres permettent d'éviter le glissement de la tôle et l'apparition d'une rupture précoce au niveau des mors. Les mors sont installés sur une machine de traction/compression hydraulique de capacité 500kN en liaison pivot d'axe perpendiculaire au plan de l'éprouvette à l'aide d'un arbre de 35 mm de diamètre ② sur une pièce de fixation. Avant d'installer l'éprouvette, les mors de serrages sont alignés à l'aide d'une plaque rigide et les pièces de fixations ① sont maintenues en liaison complète avec la machine par des écrous (non visibles sur le schéma).

L'éprouvette est de forme altère, la largeur des têtes d'amarrage est identique à celle des mors. La zone utile possède une largeur de 200 mm et une longueur de 440 mm. Les essais sont effectués avec une vitesse de déplacement du mors mobile de $1 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$ ce qui donne une vitesse de déformation du matériau de l'ordre 0.002 s^{-1} . Différents déplacements sont imposés pour obtenir les éprouvettes déformées avec le souci d'avoir toujours un champ de déformation homogène jusqu'à la fin de l'essai. L'essai est donc limité par l'apparition de localisations de la déformation. Une fois le déplacement atteint, l'éprouvette est déchargée.

5.3.2 Champ de déformations

Le champ de déformations est obtenu par inter-corrélation d'images 2d. Pour cela, une caméra 4 Mpx filme la moitié de la surface de la tôle. Le champ de déformation permet de connaître précisément le niveau de déformation atteint et de vérifier son homogénéité.

Sur la figure 5.3, on peut observer une éprouvette de DP450 après l'application du 1er chargement et le champ de déformation mesuré à la fin de ce chargement.

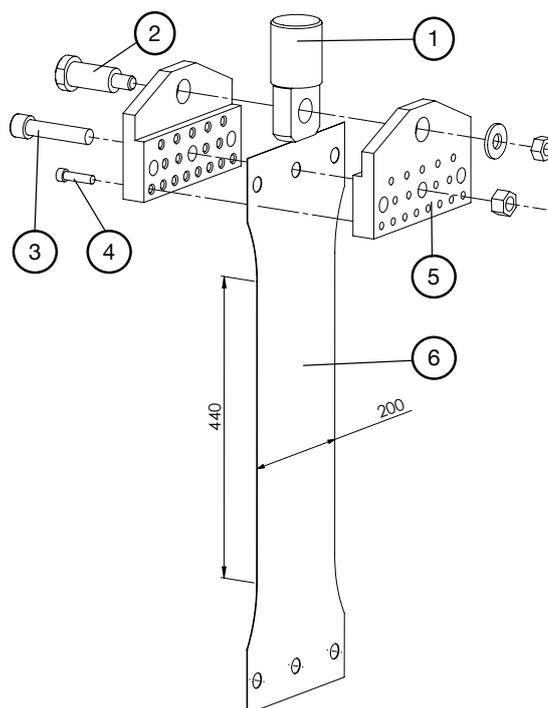


Figure 5.2 – Schéma du dispositif et de l'éprouvette de traction uniaxiale.

Sur cet exemple, la déformation mesurée est de 0.17 en moyenne et le champ de déformation montre que cette déformation est homogène à 10% près sur environ les 2/3 de la partie centrale de l'éprouvette.

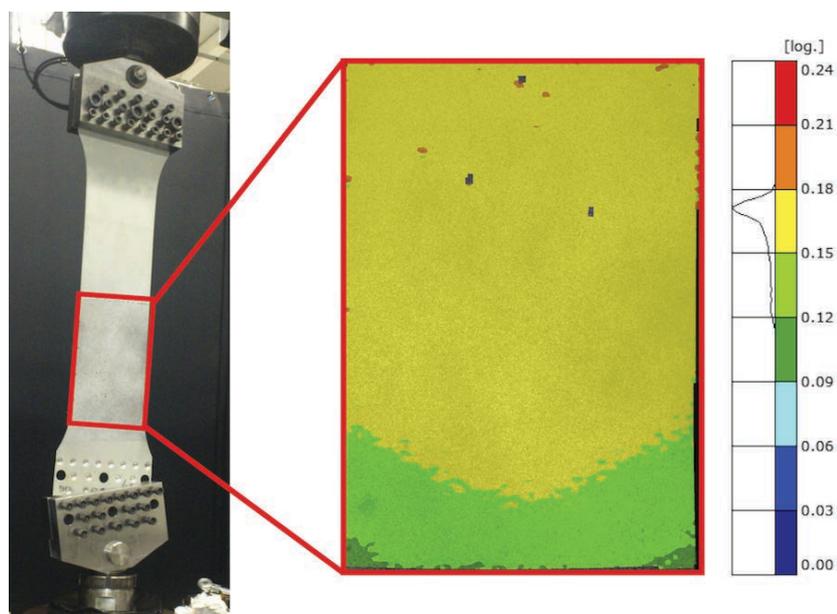


Figure 5.3 – Éprouvette de traction après application du 1er chargement et champ de déformation mesuré.

Différents niveaux de déformation effective ont été atteints, pour l'aluminium, après le premier chargement les pré-déformations obtenues sont 0.05, 0.095, 0.148 et 0.156 ; pour l'acier les pré-déformations atteignent 0.067, 0.13, 0.17 et 0.226. L'avantage de cette technique est d'avoir une unique éprouvette de premier chargement pour plusieurs éprouvettes du second chargement. Il n'y a donc pas de problème de reproductibilité du premier chargement, les éprouvettes du second chargement sont usinées dans la partie homogène à 10% près de la déformation en privilégiant le centre de l'éprouvette de traction uniaxiale.

5.4 Second chargement

5.4.1 Traction en déformation plane

Le chargement en traction plane a été appliqué à l'aide de deux essais différents. Les essais de V-bending ont été utilisés sur les éprouvettes de l'aluminium 2024-T3 avec 0.05 et 0.095 de pré-déformation. Dans le chapitre précédent sur la traction à déformation plane, il a été montré que l'essai V-bending permet d'obtenir la déformation à rupture avec un état de contraintes stable pour les matériaux ayant un faible écrouissage. Le dispositif de poinçonnement d'éprouvette dual hole développé dans le chapitre précédent a été utilisé sur l'ensemble des éprouvettes d'acier DP450, ainsi que sur les éprouvettes d'aluminium 2024-T3 de pré-déformation 0.148. Il a été montré que ce dispositif permet d'obtenir un résultat plus fiable que l'éprouvette entaillée dans le cas du DP450, de plus l'essai de V-bending ne permet pas d'aller jusqu'à la rupture sur ce matériau.

Les dispositifs utilisés sont présentés en figure 5.4. L'essai de V-bending est pratiqué sur un échantillon rectangulaire de 60 mm \times 20 mm (figure 4.15). L'échantillon est en appui sur deux cylindres de diamètre 30 mm d'axes séparés de 33.8 mm. L'éprouvette est alors pliée par une lame située au milieu des deux cylindres. Le champ de déformation montre une déformation stable sur la majeure partie de la zone sollicitée et une diminution de la déformation près du bord, ce qui limite le risque de rupture précoce initiée sur le bord. L'essai de poinçonnement est effectué sur éprouvette dual hole de perçage 8 mm et de longueur de ligament 10 mm (entraxe 18 mm) et dont les perçages sont chanfreinés à 45° sur la moitié de l'épaisseur (figure 4.9). L'éprouvette est encastrée à l'aide d'une couronne et le poinçonnement est réalisé à l'aide d'un poinçon à extrémité biseautée guidé en translation appliqué sur la surface non-chanfreinée de l'échantillon. Le champ de déformation sur le DP450 révèle un niveau de déformation stable le long du ligament. Les deux essais sont

effectués avec une vitesse de déplacement de la lame et du poinçon de $2 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. Cependant, la technique de mesure de déformation à rupture sur les éprouvettes dual hole est différente de celle appliquée dans le chapitre 4 sur la traction à déformation plane. Sur certaines éprouvettes pré-déformées, l'instant de l'apparition des premières fissures, qui se caractérise par le blanchiment de quelques pixels en agrandissant les images à l'endroit de la rupture, ne peut pas être aussi clairement identifié que sur les éprouvettes sans pré-déformations. La déformation à rupture est donc mesurée sur la dernière image avant que la rupture soit clairement visible sur les images sans agrandissement. Ce changement de méthode explique les différences de valeurs entre les deux chapitres et conduit à des valeurs de déformation à rupture plus élevées. Les résultats sont présentés dans la section 5.5.2.

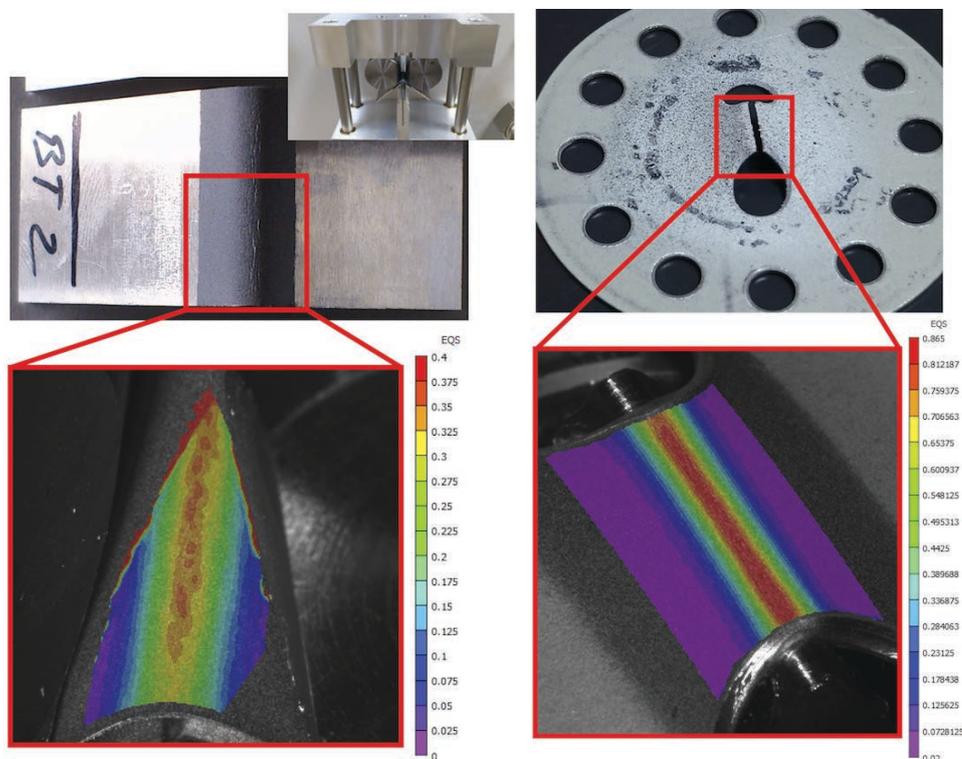


Figure 5.4 – Éprouvettes de traction à déformation plane après rupture et champ de déformation : (à gauche) le V-bending utilisé sur le AA-2024-T3 et (à droite) le poinçonnement sur éprouvette dual hole utilisé sur le DP450.

5.4.2 Expansion équi-biaxiale

Le chargement en expansion équi-biaxiale a été appliqué par un essai de poinçonnement hémisphérique (figure 5.5) pour les deux matériaux. L'éprouvette est un disque encastré sur l'extérieur à l'aide d'une couronne et le poinçon est un cylindre

en acier de rayon 6.35 mm dont l'extrémité est usinée avec une forme hémisphérique de même rayon que le cylindre. Le poinçon est guidé en translation par une douille à bille à une vitesse de $2 \text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$. La mesure révèle une déformation relativement homogène au sommet.

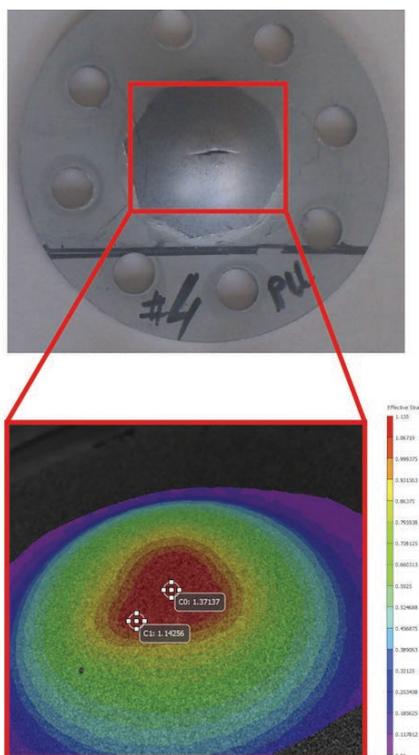


Figure 5.5 – Éprouvette pré-déformée de traction équi-biaxiale après rupture obtenue par poinçonnement hémisphérique et champ de déformation.

5.4.3 Mesure des déformations

Les déformations issues du second chargement sont mesurées par stéréo corrélation d'images à l'aide de caméras 5 Mpx. Ces caméras sont utilisées avec un objectif macro 1:1 (f 2.8, 100 mm). Les images sont enregistrées à la fréquence de 1 Hz. Tous les dispositifs d'essais utilisés pour la réalisation du second chargement permettent d'avoir la zone utile des éprouvettes à une hauteur fixe pendant les essais, ce qui permet de diminuer la profondeur de champ nécessaire et de positionner les caméras relativement proches de l'échantillon. La résolution obtenue pour ces essais est donc d'environ $10 \mu\text{m}/\text{px}$.

5.5 Résultats et comparaison avec le modèle d'endommagement

5.5.1 Modèle d'endommagement

L'indicateur d'endommagement, D , permet de prédire l'initiation de la rupture. Dans le modèle utilisé, on a :

$$D = \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \bar{\theta}]} \quad (5.1)$$

avec $\bar{\varepsilon}_p$ la déformation plastique équivalente courante et $\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \bar{\theta}]$ la déformation plastique équivalente à rupture pour un chargement proportionnel sous l'état de contrainte courant qui est donné par le modèle de Hosford-Coulomb :

$$\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \bar{\theta}] = b(1+c)^{1/n} [F(a, \bar{\theta}) + c(2\eta + f_1 + f_3)]^{1/n} \quad (5.2)$$

avec

$$F(a, \bar{\theta}) = \frac{1}{2} [(f_1 - f_2)^a + (f_2 - f_3)^a + (f_3 - f_1)^a]^{1/a} \quad (5.3)$$

et

$$f_1 = \frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 - \bar{\theta}) \right], \quad f_2 = \frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (3 + \bar{\theta}) \right] \quad \text{et} \quad f_3 = -\frac{2}{3} \cos \left[\frac{\pi}{6} (1 + \bar{\theta}) \right]. \quad (5.4)$$

La rupture apparaît alors lorsque $D = 1$.

Afin d'analyser les performances du modèle d'endommagement, les résultats expérimentaux sont comparés avec ceux obtenus à partir du modèle de rupture et de l'indicateur d'endommagement utilisé.

5.5.2 Résultats expérimentaux

Les tableaux 5.1 et 5.2 présentent les résultats obtenus lors des essais de trajets de chargements non-proportionnels. Chacun des deux tableaux regroupe pour les deux matériaux, les déformations en fin de chargement mesurées pour le premier ($\bar{\varepsilon}_{load1}$) et le second chargement ($\bar{\varepsilon}_{load2}$). La triaxialité moyenne est calculée proportionnelle-

ment à la déformation à partir des triaxialités théoriques des états de contraintes par la fonction suivante :

$$\eta_{av} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \eta d\bar{\varepsilon}_p \quad (5.5)$$

Le paramètre d'angle de Lode moyen est calculé par la même méthode. La déformation équivalente totale à rupture est la somme de la déformation plastique équivalente appliquée par le premier chargement et de la déformation effective mesurée lors du second chargement :

$$\bar{\varepsilon}_f = \bar{\varepsilon}_{load1} + \bar{\varepsilon}_{load2} = \bar{\varepsilon}_1^p + \bar{\varepsilon}_2^{eff} \quad (5.6)$$

les valeurs minimums et maximums de la déformation totale sont également indiquées.

Le tableau 5.1 qui regroupe les résultats des chargements UT+EBT permet de vérifier une hypothèse forte du modèle de Hosford-Coulomb qui est l'égalité des déformations à rupture en traction uniaxiale et en expansion équi-biaxiale. L'obtention de la valeur de déformation à rupture sous un état de traction uniaxiale nécessite l'utilisation de la simulation et d'une éprouvette de type *central hole*. La traction équi-biaxiale permet d'avoir une valeur de déformation à rupture uniquement par l'expérience à l'aide de l'essai de poinçonnement lorsque que la rupture apparaît au sommet du dôme. Il est alors proposé ici de vérifier si l'application d'une pré-déformation en traction uniaxiale a un impact sur la déformation équivalente totale à rupture après un second chargement en traction équi-biaxiale. Pour l'alliage d'aluminium 2024-T3, les valeurs de déformations mesurées indiquent qu'il n'y a pas d'influence de l'UT sur la déformation à rupture. Sur le DP450 les résultats donnent la même conclusion, l'écart relatif entre la déformation à rupture sans pré-déformation et avec une pré-déformation de 0.17 est seulement de 2.2%.

Dans le tableau 5.2 sont regroupés les résultats des essais UT+PST. Pour le AA-2024-T3, la déformation équivalente à rupture augmente de 17% entre l'essai PST sans pré-déformation (0.28) et avec une pré-déformation de 0.05 (0.32), mais elle n'augmente pas de manière significative avec la pré-déformation de 0.095 (0.325), ni avec la pré-déformation de 0.148 (0.328). Sur le DP450, la déformation à rupture mesurée sur les éprouvettes sans pré-déformation est de 0.973, elle augmente de 9% avec une pré-déformation de 0.13 et de 16% avec une pré-déformation de 0.23.

Les résultats des différents essais sont reportés sur la figure 5.6. Sur les graphes de la déformation équivalente totale à rupture en fonction de la triaxialité moyenne figurent le modèle de Hosford-Coulomb calibré pour chaque matériau (trait continu),

Table 5.1 – Résumé des déformations mesurées lors des essais UT+EBT.

Material	$\bar{\varepsilon}_{load1}$	$\bar{\varepsilon}_{load2}$	η_{av}	$\bar{\theta}_{av}$	$\bar{\varepsilon}_f$	min max
AA-2024-T3	0.0	0.53	0.667	-1	0.53	0.51 0.54
	0.05	0.45	0.633	-0.800	0.50	0.43 0.53
	0.095	0.45	0.609	-0.651	0.545	0.535 0.545
	0.156	0.385	0.571	-0.423	0.541	–
DP 450	0.0	1.36	0.667	-1	1.36	1.33 1.38
	0.067	1.31	0.650	-0.903	1.377	1.367 1.377
	0.17	1.22	0.626	-0.755	1.39	1.36 1.41
	0.226	1.13	0.611	-0.667	1.356	–

Table 5.2 – Résumé des déformations mesurées lors des essais UT+PST.

Material	$\bar{\varepsilon}_{load1}$	$\bar{\varepsilon}_{load2}$	η_{av}	$\bar{\theta}_{av}$	$\bar{\varepsilon}_f$	min max
AA-2024-T3	0.0	0.28	0.577	0	0.28	0.27 0.28
	0.05	0.27	0.539	0.156	0.32	0.31 0.33
	0.095	0.23	0.506	0.292	0.325	0.305 0.335
	0.148	0.18	0.467	0.451	0.328	–
DP 450	0.0	0.973	0.577	0	0.973	0.94 1.00
	0.13	0.933	0.548	0.122	1.063	1.05 1.08
	0.226	0.900	0.528	0.201	1.126	–

les résultats des essais à chargements proportionnels (points noirs) et ceux des essais à trajets de chargements non-proportionnels (points bleus). Le modèle est calibré à partir de chargements proportionnels (pour rappel le modèle de rupture du DP450 est calibré avec une valeur plus basse de la traction à déformation plane obtenue avec une méthode de mesure différente). L'utilisation de la triaxialité moyenne pour décrire l'état de contrainte lors d'un chargement non-proportionnel ne permet pas l'utilisation du modèle actuel pour la prédiction des déformations à rupture. Pour prédire de manière plus précise la déformation à rupture lors de ces chargements, il est nécessaire d'utiliser l'indicateur d'endommagement.

La figure 5.7 montre l'évolution de l'indicateur d'endommagement linéaire lors des essais PST (traits noirs continus), UT+PST (traits noirs discontinus), EBT (traits bleus continus) et UT+EBT (traits bleus discontinus). Pour les deux matériaux, l'indicateur d'endommagement des essais EBT et UT+EBT sont confondus. Pour les essais PST et UT+PST le constat est différent, l'endommagement suit un trajet non linéaire qui dépend de la déformation appliquée lors du premier chargement. L'application d'une pré-déformation en traction uniaxiale permet de retarder l'apparition de la rupture. Cependant, D n'est pas toujours égal à 1 au

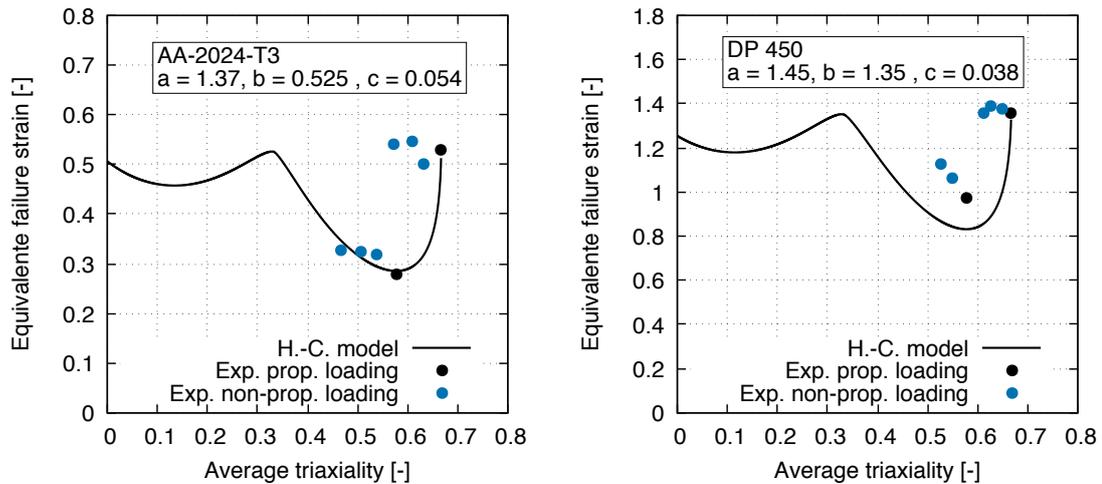


Figure 5.6 – Représentation du modèle de rupture Hosford-Coulomb en fonction de la triaxialité (trait plein) et déformations équivalentes à ruptures en fonction de la triaxialité théorique moyenne obtenues lors des essais sous chargements proportionnels (points noirs) et sous chargements non-proportionnels (points bleus).

moment de la rupture. L'indicateur est, pour les essais UT+PST sur l'aluminium AA-2024-T3, supérieur à 1 pour 0.05 de pré-déformation, égale à 1 pour 0.095 de pré-déformation et inférieur à 1 pour 0.148 de pré-déformation. Pour les essais UT+PST sur l'acier DP450, D augmente régulièrement avec la pré-déformation. Ce résultat, déjà observé par Papisidero *et al.* [84], suggère l'utilisation d'un autre indicateur d'endommagement.

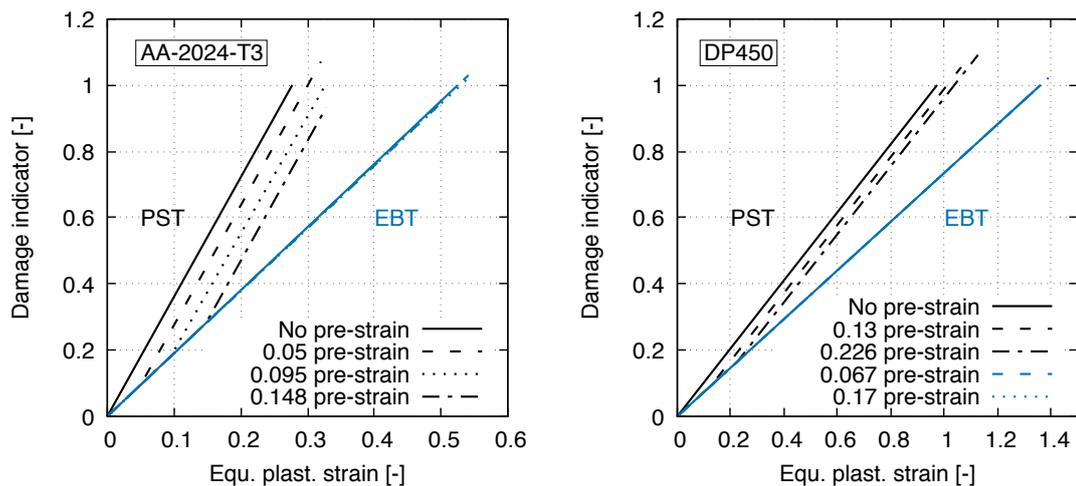


Figure 5.7 – Évolution de l'indicateur d'endommagement lors des essais.

Papisidero *et al.* proposent un indicateur d'endommagement non-linéaire défini

par :

$$dD_m = m \left(\frac{\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \theta]} \right)^{m-1} \frac{d\bar{\varepsilon}_p}{\bar{\varepsilon}_f^{prop}[\eta, \theta]} \quad (5.7)$$

Le paramètre m est compris entre 0 et $+\infty$. Le paramètre est calibré pour nos matériaux sur les essais UT+PST (figure 5.8) en minimisant la fonction :

$$OPT(m) = |D_m - 1| \quad (5.8)$$

Sur l'acier DP450, une optimisation sur les deux essais avec pré-déformation donne $m = 0.542$, permettant à l'indicateur d'endommagement non-linéaire d'atteindre la valeur de 1 au moment de la rupture pour l'ensemble des essais. Pour l'aluminium AA-2024-T3, le paramètre m optimisé pour les 3 essais avec pré-déformation vaut 1.004, ce résultat est presque égal au modèle d'endommagement linéaire et ne donne pas $D = 1$ pour l'ensemble des essais. Les résultats des trois essais suggèrent des valeurs de m très différentes puisque pour l'essai à 0.05 de pré-déformation, l'optimisation donne $m = 0.709$, pour celui à 0.095, $m = 1.025$, et pour celui à 0.148, $m = 1.310$. Les essais avec une faible pré-déformation étant moins significatifs en terme d'endommagement créé par le premier chargement, le paramètre m est optimisé en pondérant l'endommagement des trois essais linéairement en fonction du rapport de pré-déformation sur la déformation totale à rupture. Dans l'équation 5.8, D_m est remplacé par D_m^{av} tel que :

$$D_m^{av} = \frac{\sum \left(\frac{\bar{\varepsilon}_{load1,i}}{\bar{\varepsilon}_{f,i}} D_{m,i} \right)}{\sum \frac{\bar{\varepsilon}_{load1,i}}{\bar{\varepsilon}_{f,i}}} \quad (5.9)$$

avec $\bar{\varepsilon}_{load1,i}$, $\bar{\varepsilon}_{f,i}$ et $D_{m,i}$, pré-déformation, déformation équivalente à rupture et indicateur d'endommagement du $i^{\text{ème}}$ essai de chargement non-proportionnel. Pour l'aluminium AA-2024-T3, l'optimisation donne alors $m = 1.112$.

La figure 5.9 présente l'évolution de l'endommagement pendant l'essai en fonction de la déformation normalisée, $\bar{\varepsilon}_p/\bar{\varepsilon}_f^{prop}$. On remarque que pour l'acier DP450, la valeur $m < 1$ signifie que les premiers instants du chargement provoquent un endommagement plus important que la fin du chargement. 50% de l'endommagement est provoqué par les premiers 28% de déformation. Pour l'aluminium 2024-T3, la valeur $m > 1$ signifie que le début du chargement est moins endommageant que la fin du chargement. Pour atteindre 50% de l'endommagement, il faut atteindre 54% de la déformation à rupture du chargement.

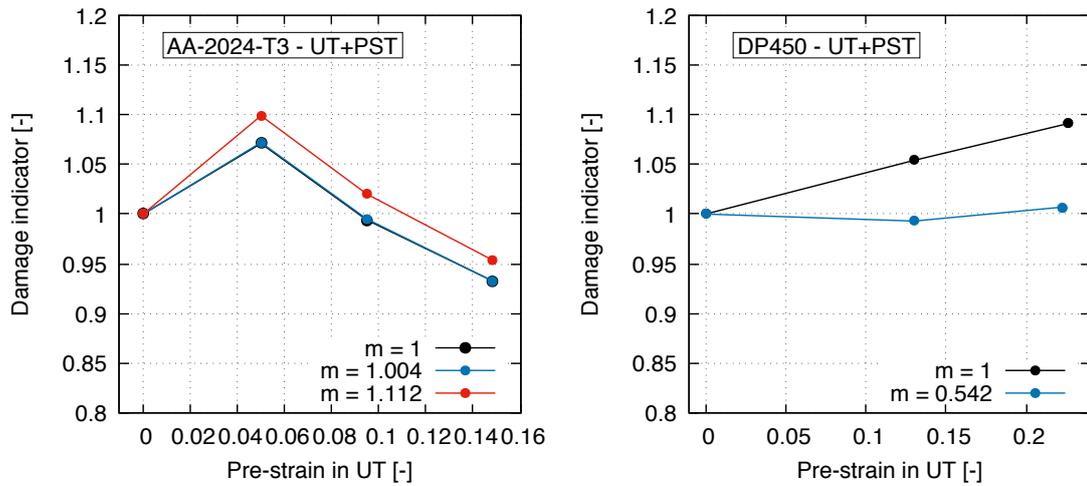


Figure 5.8 – Évolution de la valeur de l'indicateur d'endommagement au moment de la rupture pour $m = 1$ (endommagement linéaire) et pour m optimisé (Papasidero *et al.*).

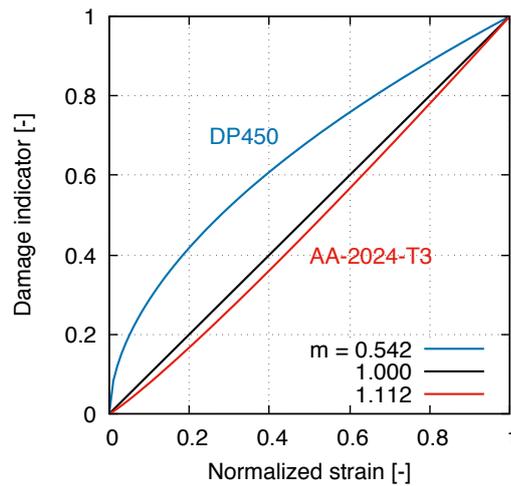


Figure 5.9 – Évolution de l'indicateur d'endommagement D_m pendant l'essai, pour l'aluminium AA-2024-T3 (rouge) et l'acier DP450 (bleu).

5.6 Conclusion

Dans ce chapitre, une méthode d'application de chargements non-proportionnels est proposée. L'application du premier chargement en traction uniaxiale est effectué sur une éprouvette de grande taille. Cette éprouvette permet d'obtenir un champ de déformation homogène à 10% près sur une grande partie de l'échantillon. Cet essai a pour avantage de fournir suffisamment de matière pour découper plusieurs échantillons du second chargement avec le même niveau de pré-déformation. L'inconvénient étant que le trajet de chargement est appliqué en deux temps, l'éprouvette néces-

site d'être déchargée puis usinée pour pratiquer le second chargement. Le second chargement est appliqué à l'aide d'essais permettant d'obtenir un état de contrainte stable. La traction à déformation plane est appliquée par essai V-bending sur le AA-2024-T3 et par essai de poinçonnement sur éprouvette dual hole sur le DP450. La traction équi-biaxiale est appliquée par poinçonnement hémisphérique sur les deux matériaux.

Les résultats obtenus permettent de faire la lumière sur certaines hypothèses du modèle de rupture Hosford-Coulomb couplé à un modèle d'endommagement linéaire. Les mesures effectuées pendant les essais UT+EBT, on constate que le pré-chargement en UT n'a pas d'effet sur la déformation équivalente cumulée au moment de la rupture lors du second chargement en EBT. Cette observation tend à montrer l'égalité des déformations à rupture en traction uniaxiale et en traction équi-biaxiale. L'égalité des déformations à rupture en UT et EBT est l'une des hypothèses du modèle d'Hosford-Coulomb visible sur la figure 5.6 aux valeurs de triaxialité 1/3 et 2/3 en plasticité isotrope.

Les trajets de chargements UT+PST montrent un endommagement non-linéaire. On remarque aussi que l'association des deux états de chargements permet d'obtenir une déformation équivalente cumulée à rupture plus importante.

Les résultats des deux trajets de chargement montrent aussi que l'utilisation de la triaxialité moyenne ne permet pas de prédire la déformation à rupture à partir du modèle. L'indicateur d'endommagement, D , couplé avec le modèle est plus fiable. Pourtant les essais montrent que cet indicateur a ses limites, pour les essais à trajets de chargement non-proportionnels étudiés ici, il indique une rupture plus précoce que les résultats expérimentaux ne le suggèrent dans le cas de l'acier DP450 et une rupture retardée dans le cas de l'aluminium 2024-T3. L'utilisation d'un modèle d'endommagement non-linéaire proposé par Papisidero *et al.*, D_m , semble être une piste intéressante mais la calibration du paramètre m reste très sensible aux résultats d'essais et à la fiabilité du modèle de rupture. L'influence du trajet de chargement sur la déformation à rupture est très forte et le modèle de rupture nécessite donc d'être calibré à partir d'essais dont l'état de contrainte est stable tout au long de l'application du chargement.

Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans cette thèse proposent quelques améliorations et nouveautés concernant les méthodes expérimentales de caractérisation des matériaux.

L'exploitation de l'essai de bulge a été étendue à des rapports géométriques $D/t_0 < 100$. Pour cela, une étude numérique approfondie de l'évolution des déformations et de la géométrie au sommet du bulge a été menée. Le calcul de l'épaisseur a été amélioré en tenant compte de la déformation élastique dans la direction de l'épaisseur et de l'évolution de la déformation à travers l'épaisseur causée par la flexion de l'échantillon. Le calcul de la contrainte a aussi été amélioré en remplaçant, dans sa formulation, le rayon de courbure de la surface externe par une approximation du rayon de courbure moyen au sommet.

L'amélioration du dépouillement du bulge test a permis la diminution du rapport D/t_0 et donc l'accès à des vitesses de déformation plus importantes pendant l'essai. Un nouvel essai de bulge en condition dynamique a été proposé. Cet essai sur banc de type barres de Hopkinson en nylon permet l'accès à la surface externe de l'échantillon de bulge pendant l'essai et donc la possibilité d'utiliser la stéréocorrélation d'images pour la mesure des déplacements et le calcul des déformations. Les vitesses de déformation atteintes sont de l'ordre de 100 s^{-1} . Sur les courbes de contrainte/déformation obtenues en traction équi-biaxiale à différentes vitesses de déformation, aucune sensibilité à la vitesse n'a été constatée pour l'aluminium 2024-T3 contrairement à l'acier DP450 qui montre une augmentation de la contrainte avec la vitesse de sollicitation. Cet essai permettra de vérifier si la sensibilité à la vitesse de déformation en traction équi-biaxiale est identique à celle obtenue en traction uniaxiale.

Les essais permettant l'analyse de la déformation à rupture ont aussi été étudiés. L'état de traction équi-biaxiale a été appliqué en condition dynamique. L'essai de poinçonnement hémisphérique à haute vitesse a été réalisé sur une tour de chute. Le champ de déformation de la surface a pu être obtenu pour des vitesses de déformation de l'ordre de 200 s^{-1} . Cependant, la précision des caméras utilisées est insuffisante pour obtenir la valeur de déformation à rupture uniquement par l'exploitation des résultats expérimentaux. Il apparaît nécessaire d'utiliser une méthode de dépouillement hybride faisant appel à la simulation pour avoir une valeur fiable de la déformation à rupture.

Un nouvel essai de traction en déformation plane a été développé, essai de poinçonnement par un dièdre sur une éprouvette munie de deux perçages. Les résultats en sollicitation quasi-statique de l'essai DHPST donnent les mêmes valeurs

de déformation à rupture que l'essai sur éprouvette entaillée appliqué à l'acier DP450 et que l'essai V-bending appliqué à l'aluminium 2024-T3. L'essai se veut pourtant complémentaire du V-bending qui reste plus adapté aux matériaux peu ductiles. Mais contrairement au V-bending, l'essai DHPST est facilement réalisable en condition dynamique. Pour cela, il a été effectué à l'aide d'une tour de chute. Ces essais ont permis d'atteindre la rupture en traction en déformation plane à des vitesses de déformation d'environ 100 s^{-1} . Cependant, comme pour le cas de la traction équi-biaxiale avec l'essai de poinçonnement hémisphérique, les valeurs de déformation à rupture obtenues à haute vitesse sont très dépendantes de la précision des caméras qui est limitée en dynamique. L'essai nécessite donc d'être analysé à l'aide de la simulation.

L'effet de l'histoire de chargement a aussi été étudié. Des trajets de chargement non-proportionnels ont été appliqués par combinaison de deux états de chargement. Le premier chargement est, dans tous les cas, la traction uniaxiale, elle est appliquée sur une éprouvette de grandes dimensions jusqu'à différentes valeurs de pré-déformation. Les éprouvettes du second chargement sont découpées dans la matière pré-déformée. Le second chargement est ensuite appliqué jusqu'à rupture du matériau. Les trajets de chargement traction uniaxiale puis traction équi-biaxiale ont permis de vérifier l'hypothèse d'égalité des déformations à rupture en UT et en EBT du modèle Hosford-Coulomb. Les trajets de chargement traction uniaxiale puis traction en déformation plane ont été utilisés pour analyser la variable d'endommagement. Pour les deux matériaux, la loi d'endommagement linéaire ne permet pas de prendre en compte de manière satisfaisante l'historique de chargement. Un modèle non-linéaire décrit mieux l'évolution de l'endommagement. Les résultats restent peu significatifs sur l'aluminium.

Une des possibilités du dispositif de grandes dimensions serait d'utiliser une éprouvette entaillée pour réaliser un premier chargement de traction en déformation plane. L'application d'un premier chargement en PST, dont la déformation à rupture est beaucoup plus basse qu'en UT et EBT, suivi d'un chargement en EBT, permettrait d'avoir un effet plus significatif de l'évolution de l'endommagement dans l'aluminium 2024-T3.

Une optimisation de l'éprouvette DHPST pourrait aussi permettre de balayer l'ensemble de la vallée de traction en contrainte plane. Une telle étude devrait permettre d'obtenir des informations sur la situation du minimum de déformation à rupture sur le graphe $\varepsilon_f = f(\eta)$ et de trancher entre la valeur de triaxialité de l'état PST exact ($\eta_{AA-2024-T3} = 0.63$ et $\eta_{DP450} = 0.56$) ou la valeur $\eta = 1/\sqrt{3}$ (cas du modèle de Hosford-Coulomb).

Bibliographie

- [1] Stuart Keeler, Menachem Kimchi, and Peter J. Mooney. Advanced high-strength steels application guidelines version 6.0. Technical report, WorldAutoSteel, 2017.
- [2] Yuliang Hou. *Modeling of plasticity and fracture behaviors of dual-phase steel*. PhD thesis, Université de Technologie de Compiègne, Laboratoire Roberval, CNRS UMR 7337, October 2016.
- [3] M. Vucetic, T. Hallfeldt, C. Leppin, H.Friebe, S. Keller, E. Till, I. Heinle, J. Gerlach, W. Hotz, A. Kuppert, M. Merklein, and B.-A. Behrens. Round robin test on determination of a biaxial true stress - true strain curves from bulge test. In *Conference proceedings - Innovations for the sheet metal industry*, pages 54–65, 2014.
- [4] Christian C Roth and Dirk Mohr. Ductile fracture experiments with locally proportional loading histories. *International Journal of Plasticity*, 79:328–354, 2016.
- [5] Christian C Roth and Dirk Mohr. Effect of strain rate on the ductile fracture initiation in advanced high strength steel sheets: Experiments and modeling. *International Journal of Plasticity*, 56:19–44, May 2014.
- [6] Dirk Mohr, Matthieu Dunand, and Keun-Hwan Kim. Evaluation of associated and non-associated quadratic plasticity models for advanced high strength steel sheets under multi-axial loading. *International Journal of Plasticity*, 26:939–956, 2010.
- [7] Thomas B. Stoughton. A non-associated flow rule for sheet metal forming. *International Journal of Plasticity*, 18:687–714, 2002.
- [8] Rodney Hill. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 193(1033):281–297, 1948.
- [9] F. Barlat, J.C. Brem, J.W. Yoon, K. Chung, R.E. Dick, D.J. Lege, F. Pourboghrat, S.-H. Choi, and E. Chu. Plane stress yield function for aluminum alloy sheets—part 1: theory. *International Journal of Plasticity*, 19:1297–1319, 2003.
- [10] Matthieu Dunand, Audrey P. Maertens, Meng Luo, and Dirk Mohr. Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading – part i: Plasticity. *International Journal of Plasticity*, 36:34–49, 2012.

- [11] M. Luo, Matthieu Dunand, and Dirk Mohr. Experiments and modeling of anisotropic aluminum extrusions under multi-axial loading – part ii: Ductile fracture. *International Journal of Plasticity*, 32–33:36–58, 2012.
- [12] Maysam B. Gorji and Dirk Mohr. Predicting shear fracture of aluminum 6016-t4 during deep drawing: Combining yld2000 plasticity with hosford-coulomb fracture model. *International Journal of Mechanical Sciences*, 137:105–120, 2018.
- [13] H. W. Swift. Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1:1–18, 1952.
- [14] E. Voce. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *J Inst Met*, 74:537–562, 1948.
- [15] Tomasz Wierzbicki, Yingbin Bao, Young-Woong Lee, and Yuanli Bai. Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4–5):719 – 743, 2005. A Special Issue in Honour of Professor Stephen R. Reid’s 60th Birthday.
- [16] M.T. Huber. Contribution to the foundation of the strength of the material. *Czasopismo Techniczne*, 22:81, 1904.
- [17] Y.W. Lee. *Fracture prediction in metal sheets*. PhD thesis, Massachusetts Institute of Technology, 2005.
- [18] Gordon R. Johnson and William H. Cook. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1):31–48, 1985.
- [19] Tomasz Wierzbicki and Liang Xue. On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture. Technical Report 136, Impact and Crashworthiness Laboratory, 2005.
- [20] Yuanli Bai and Tomasz Wierzbicki. A new model of metal plasticity and fracture with pressure and lode dependence. *International Journal of Plasticity*, 24:1071 – 1096, 2008.
- [21] Yuanli Bai and Tomasz Wierzbicki. Application of extended mohr–coulomb criterion to ductile fracture. *Int J Fract*, 161(1):1–20, January 2010.
- [22] Dirk Mohr and Stephane J Marcadet. Micromechanically-motivated phenomenological hosford-coulomb model for predicting ductile fracture initiation

- at low stress triaxialities. *International Journal of Solids and Structures*, 67–68:40–55, 2015.
- [23] W.F. Hosford. A generalized isotropic yield criterion. *Journal of Applied Mechanics*, 39(2):607–609, 1972.
- [24] W Lode. The influence of the intermediate principal stress on yielding and failure of iron, copper and nickel. *Z. Angew. Math. Mech.*, 5:142–149, 1925.
- [25] R. Hill. A theory of the plastic bulging of a metal diaphragm by lateral pressure. *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, 41(322):1133–1142, November 1950.
- [26] A Gleyzal. Plastic deformation of a circular diaphragm under pressure. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, 15(3):288–296, 1948.
- [27] E. W. Ross and W. Prager. On the theory of the bulge test. *Quarterly of Applied Mathematics*, 12(1):86–91, April 1954.
- [28] W. Panknin. The hydraulic bulge test and the determination of flow stress curves. *Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart, Germany*, 1959.
- [29] J. Chakrabarty and J. M. Alexander. Hydrostatic bulging of circular diaphragms. *Journal Of Strain Analysis*, 5(3):155–161, 1970.
- [30] F. U. Enikeev and A. A. Kruglov. An analysis of the superplastic forming of a thin circular diaphragm. *International Journal of Mechanical Sciences*, 37(5):473–483, 1995.
- [31] D. M. Woo. The analysis of axisymmetric forming of sheet metal and the hydrostatic bulging process. *International Journal of Mechanical Sciences*, 6:303–317, 1964.
- [32] L.C. Reis, M.C. Oliveira, A.D. Santos, and J.V. Fernandes. On the determination of the work hardening curve using the bulge test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2015.
- [33] Gerhard Gutscher, Hsien-Chih Wu, Gracious Ngaile, and Taylan Altan. Determination of flow stress for sheet metal forming using the viscous pressure bulge (vpb). *Journal of Materials Processing Technology*, 146:1–7, 2004.

- [34] J Mulder, H Vegter, H Aretz, S Keller, and A H van den Boogaard. Accurate determination of flow curves using the bulge test with optical measuring systems. *Journal of Materials Processing Technology*, 226:169–187, 2015.
- [35] Metallic materials – sheet and strip – determination of the biaxial stress-strain curve by means of bulge test with optical measuring systems. Standard ISO 16808:2014-08, International Organization for Standardization, 2014.
- [36] Vincent Grolleau, Gerard Gary, and Dirk Mohr. Biaxial testing of sheet materials at high strain rates using viscoelastic bars. *Experimental Mechanics*, 48:293–306, 2008.
- [37] X. Lemoine, A. Iancu, and G. Ferron. Flow curve determination at large plastic strain levels: limitations of the membrane theory in the analysis of the hydraulic bulge test. In American Institute of Physics, editor, *AIP Conference Proceedings*, volume 1353, pages 1411–1416, 2011.
- [38] M. Atkinson. Accurate determination of biaxial stress-strain relationships from hydraulic bulge tests of sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 39(7):761–769, 1997.
- [39] Thomas Williams and Colin Kelley. *gnuplot 5.0 An Interactive Plotting Program*. Merritt, Ethan A, january edition, 2015.
- [40] J.W. Yoon, F. Barlat, J.J. Gracio, and E. Rauch. Anisotropic strain hardening behavior in simple shear for cube textured aluminum alloy sheets. *International Journal of Plasticity*, 21(12):2426–2447, 2005.
- [41] Keunhwan Pack and Stephane J Marcadet. Numerical failure analysis of three-point bending on martensitic hat assembly using advanced plasticity and fracture models for complex loading. *International Journal of Solids and Structures*, 85:144–159, 2016.
- [42] Patricia Verleysen and Jesus Galan-Lopez. Experimental and numerical prediction of the static and dynamic forming properties of ti6al4v. In *7th International Conference on High Speed Forming, April 27th-28th 2016, Dortmund, Germany*, 2016.
- [43] P. S. Laplace. *Traité de mécanique céleste; suppléments au livre x. Œuvres Completes*, 4:1805, 1805–1806.
- [44] Bertrand Galpin, Vincent Grolleau, Arnaud Penin, and Gérard Rio. A hybrid method for detecting the onset of local necking by monitoring the bulge forming load. *International Journal of Material Forming*, 9(2):161–173, 2016.

- [45] A. J. Ranta-Eskola. Use of the hydraulic bulge test in biaxial tensile testing. *International Journal of Mechanical Sciences*, 21:457–465, 1979.
- [46] E. Shiratori and K Ikegami. Experimental study of the subsequent yield surface by using cross-shaped specimens. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16(6):373–394, November 1968.
- [47] Wei Liu, Dominique Guines, Lionel Leotoing, and Eric Ragneau. Identification of sheet metal hardening for large strains with an in-plane biaxial tensile test and a dedicated cross specimen. *International Journal of Mechanical Sciences*, 101–102:387–398, October 2015.
- [48] Toshihiko Kuwabara. Advances in experiments on metal sheets and tubes in support of constitutive modeling and forming simulations. *International Journal of Plasticity*, 23(3):385–419, March 2007.
- [49] Y G An and H Vegter. Analytical and experimental study of frictional behavior in through-thickness compression test. *Journal of Applied Mechanics-Transactions of the ASME*, 160(2):148–155, March 2005.
- [50] D. Steglich, X. Tian, J. Bohlen, and Toshihiko Kuwabara. Mechanical testing of thin sheet magnesium alloys in biaxial tension and uniaxial compression. *Experimental Mechanics*, 54(7):1247–1258, September 2014.
- [51] David Jocham, Roman Norz, and Wolfram Volk. Strain rate sensitivity of dc06 for high strains under biaxial stress in hydraulic bulge test and under uniaxial stress in tensile test. *International Journal of Material Forming*, pages 1–9, 2016.
- [52] Maziar Ramezani and Zaidi Mohd Ripin. Combined experimental and numerical analysis of bulge test at high strain rates using hopkinson pressure bar apparatus. *Journal of Materials Processing Technology*, 210:1061–1069, 2010.
- [53] K Nakazima and T Kikuma. Forming limits under biaxial stretching of sheet metals. *Testu-to Hagane*, 53:455–458, 1967.
- [54] Y.S. Lee, Y.N. Kwon, S.H. Kang, S.W. Kim, and J.H. Lee. Forming limit of az31 alloy sheet and strain rate on warm sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 201:431–435, 2008.
- [55] S.B. Kim, H Huh, H.H. Bok, and M.B. Moon. Forming limit diagram of auto-body steel sheet for high-speed sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 211:851–862, 2011.

- [56] Sebastian Suttner and Marion Merklein. Experimental and numerical investigation of a strain rate controlled hydraulic bulge test of sheet metal. *Journal of Materials Processing Technology*, 235:121–133, 2016.
- [57] Han Zhao and Gérard Gary. A three dimensional analytical solution of the longitudinal wave propagation in an infinite linear viscoelastic cylindrical bar. application to experimental techniques. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(8):1335–1348, 1995.
- [58] Meng Luo and Tomasz Wierzbicki. Numerical failure analysis of a stretch-bending test on dual-phase steel sheets using a phenomenological fracture model. *International Journal of Solids and Structures*, 47:3084–3102, 2010.
- [59] Reobert H. Wagoner and Neng-Ming Wang. An experimental and analytical investigation of in-plane deformation of 2036-t4 aluminum sheet. *International Journal of Mechanical Sciences*, 21(5-A):255–264, 1979.
- [60] D. Priadi, C. Magny, E. Massoni, C. Levaillant, and L. Penazzi. A new tensile teston notched specimens to assess the forming limit diagram of sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 32:279–288, 1992.
- [61] Y G An, H Vegter, and L Elliott. A novel and simple method for the measurement of plane strain work hardening. *Journal of Materials Processing Technology*, 155–156:1616–1622, 2004.
- [62] Paulo Flores. *Development of experimental equipment and identification procedures for sheet metal constitutive laws*. PhD thesis, Université de Liège, November 2005.
- [63] J.L. Dournaux, S. Bouvier, and P. Vacher. Full-field measurement technique and its application to the analysis of materials behaviour under plane strain mode. *Material Science and Engineering A*, 500:47–62, September 2008.
- [64] Matthieu Dunand and Dirk Mohr. Optimized butterfly specimen for the fracture testing of sheet materials under combined normal and shear loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 78:2919–2934, 2011.
- [65] Zdzislaw Marciniak, Kazimierz Kuczynski, and Tadeusz Pokora. Influence of the plastic propoerties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 15:789–805, 1973.

- [66] K.S. Raghavan. A simple technique to generate in-plane forming limit curves and selected applications. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 26A:2075–2084, 1995.
- [67] Dorel Banabic, Lucian Lazarescu, and Dan-Sorin Comsa. An innovative procedure for the experimental determination of the forming limit curves. In *60 Excellent Inventions in Metal Forming*, pages 11–16. Springer, 2015.
- [68] Jessica Papasidero, V Doquet, and Dirk Mohr. Determination of the effect of stress state on the onset of ductile fracture through tension-torsion experiments. *Experimental Mechanics*, 54:137–151, 2014.
- [69] H Huh, S.-B. Kim, J.-H. Song, and J.-H. Lim. Dynamic tensile characteristics of trip-type and dp-type steel sheets for an auto-body. *International Journal of Mechanical Sciences*, 50(5):918–931, May 2008.
- [70] A.H. Clausen, T. Børvik, O.S. Hopperstad, and A. Benallal. Flow and fracture characteristics of aluminium alloy aa5083-h116 as function of strain rate, temperature and triaxiality. *Material Science and Engineering A*, 364(1-2):260–272, January 2004.
- [71] A.S. Khan and H. Liu. Strain rate and temperature dependent fracture criteria for isotropic and anisotropic metals. *International Journal of Plasticity*, 37:1–15, October 2012.
- [72] Stéphane Javanaud. Développement et optimisation d’une géométrie d’impact par dièdre en simulation numérique pour la caractérisation d’une plaque d’inou en traction plane. Technical report, Institut de Recherche Dupuy de Lôme, 2015.
- [73] Reobert H. Wagoner. Comparison of plane-strain and tensile work hardening in two sheet steel alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 12A:877–882, 1981.
- [74] Shinji Tanimura. A new method for measuring impulsive force at contact parts. *Experimental Mechanics*, 24(4):271–276, 1984.
- [75] Bertrand Galpin, Vincent Grolleau, Stefan Umiastowski, Gérard Rio, and Laurent Mahéo. Design and application of an instrumented projectile for load measurements during impact. *International Journal of Crashworthiness*, 13(2):139–148, April 2008.

- [76] Jessica Papasidero. *Experimental and numerical analysis of ductile fracture under multiaxial loading*. PhD thesis, Polytechnique, 2014.
- [77] Thomas B. Stoughton and Jeong Whan Yoon. Sheet metal formability analysis for anisotropic materials under non-proportional loading. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47:1972–2002, 2005.
- [78] B.V.N. Rao and J.V. Laukonis. Microstructural mechanism for the anomalous tensile behavior of aluminum-killed steel prestrained in plane strain tension. *Material Science and Engineering*, 60:125–135, 1983.
- [79] A. Barata Da Rocha, F. Barlat, and J.M. Jalinier. Prediction of forming limite diagrams of anisotropic sheets in linear and non-linear loading. *Material Science and Engineering*, 68:151–164, 1984–1985.
- [80] Lionel Leotoing and Dominique Guines. Investigations of the effect of strain path changes on forming limit curves using in-plane biaxial tensile test. *International Journal of Mechanical Sciences*, 99:21–28, 2015.
- [81] Akhtar S. Khan, Rehan Kazmi, and Babak Farrokh. Multiaxial and non-proportional loading responses, anisotropy and modelling of ti-6al-4v titanium alloy over wide ranges of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 23:931–950, 2007.
- [82] C.L. Chow, L.G. Yu, W.H. Tai, and M.Y. Demeri. Prediction of forming limit diagrams for al6111-t4 under non-proportional loading. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43:471–486, 2001.
- [83] S. Bouvier, B Gardey, H. Haddadi, and C. Teodosiu. Characterization of the strain-induced plastic anisotropy of rolled sheets by using sequences of simple shear and uniaxial tensile tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 174:115–126, 2006.
- [84] Jessica Papasidero, Véronique Doquet, and Dirk Mohr. Ductile fracture of aluminum 2024-t351 under proportional and non-proportional multi-axial loading: Bao-wierzwicki results revisited. *International Journal of Solids and Structures*, 69–70:459–474, 2015.

Titre : Comportement et déchirure de matériaux métalliques : développement d'essais expérimentaux pour l'étude de l'influence de la vitesse de déformation et de l'historique de chargement

Mots clés : matériaux métalliques ; comportement mécanique ; déformation à rupture ; traction en contraintes planes ; trajets de chargement.

Résumé : La compréhension du comportement des matériaux minces sous différentes sollicitations est un enjeu en matière de sécurité. Les modèles de comportement mécanique et de rupture ont évolué pour prendre en compte l'état de contrainte et la vitesse de déformation qui peuvent avoir une influence majeure sur la réponse du matériau. L'identification de ces modèles passe par la caractérisation expérimentale du matériau. Les essais mécaniques représentent donc toujours une étape indispensable au développement des outils numériques. L'objectif de ces travaux est de contribuer à l'apport de techniques expérimentales de caractérisation des matériaux. L'ensemble des travaux est illustré par l'étude de deux matériaux : un alliage d'aluminium AA-2024-T3 et un acier dual phase DP450.

L'effet de la vitesse de déformation sur le comportement en traction équi-biaxiale, ainsi que la déformation à rupture en traction équi-biaxiale et en traction en déformation plane sont étudiés. Pour cela, le dépouillement de l'essai de gonflement hydraulique (*bulge test*) est amélioré et un nouveau dispositif est utilisé pour atteindre des vitesses de déformation de 100 s^{-1} . L'essai de poinçonnement hémisphérique et un nouvel essai de poinçonnement pour la traction en déformation plane sont effectués à des hautes vitesses de déformation. L'effet du trajet de chargement sur la déformation à rupture est également étudié. Une méthode de traction uniaxiale sur éprouvettes de grandes dimensions est développée pour appliquer un premier chargement. Ensuite un second chargement en traction équi-biaxiale ou en traction en déformation plane est appliqué jusqu'à rupture.

Title: Behavior and ductile fracture of two metals: new experimental technics for the study of the strain rate and the load path effects

Keywords: metallic materials ; mechanical behavior ; failure strain ; plane stress tension ; non-proportional loading paths.

Abstract: The understanding of thin materials behavior under various stress state is a current issue for security matters. Constitutive models and failure models evolved to take into account stress state and strain rate effect on material behavior. Experimental characterization of materials is necessary to identify models. Mechanical tests are mandatory for the development of numerical tools. The aim of this thesis is the development of experimental techniques of materials characterization. This work is performed on two materials, a AA-2024-T3 aluminum alloy and a DP450 dual phase steel.

Strain rate effect on the equi-biaxial tension behavior and the failure, and on the plane strain tension failure is studied. For this purpose, we improved the analysis of bulge test and a new device is proposed in order to attain strain rates up to 100 s^{-1} . Hemispheric punch test and a new punch test dedicated to plane strain tension are proposed at high strain rates. Effect of loading path on failure strain is also studied. A new device for uniaxial tension on large specimens is used to apply first load, a second loading under equi-biaxial tension or plane strain tension is then applied up to failure.