



**HAL**  
open science

# Caractérisation et modélisation de comportements mécaniques limites de matériaux

Lionel Leotoing

► **To cite this version:**

Lionel Leotoing. Caractérisation et modélisation de comportements mécaniques limites de matériaux. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Université de Rennes 1, 2015. tel-01246354

**HAL Id: tel-01246354**

**<https://hal.science/tel-01246354v1>**

Submitted on 4 Jan 2016

**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.



Dossier de synthèse relatif à l'obtention de l'Habilitation à  
Diriger des Recherches

*Spécialité : Mécanique*

---

**Caractérisation et modélisation de  
comportements mécaniques limites de  
matériaux**

**Lionel LEOTOING**

Maître de Conférences à l'INSA de Rennes

Laboratoire de Génie Civil et Génie Mécanique (LGCGM)

---

*Soutenue le 5 novembre 2015 à Rennes, devant le jury composé de :*

|                     |                                  |              |
|---------------------|----------------------------------|--------------|
| HABRAKEN Anne Marie | Université de Liège (Belgique)   | Rapporteuse  |
| MANACH Pierre-Yves  | Université de Bretagne-Sud       | Rapporteur   |
| TABOUROT Laurent    | Université Savoie Mont Blanc     | Rapporteur   |
| DRAPIER Sylvain     | Ecole des Mines de Saint-Etienne | Examinateur  |
| LE CAM Jean-Benoît  | Université de Rennes 1           | Examinateur  |
| MASSONI Elisabeth   | Mines ParisTech                  | Examinatrice |
| RAGNEAU Eric        | INSA de Rennes                   | Examinateur  |



# Préambule

---

C E document constitue une synthèse de mes activités de recherche qui ont débuté en septembre 1998 par la réalisation d'une thèse au centre Science des Matériaux et des Structures de l'École Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne. Elles se sont poursuivies en 2001 à l'Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes en qualité d'Attaché Temporaire d'Enseignement et de Recherche (ATER) puis de Maître de Conférences à partir de septembre 2002.

Cette synthèse est subdivisée en trois grandes parties. La première est une revue très synthétique de mes activités de recherche au cours de ces années avec un focus sur mes travaux post-thèse. Dans la deuxième partie, des détails plus formels concernant mon parcours, mes activités d'enseignement, d'encadrement ou encore mes prises de responsabilité sont apportés. La troisième partie regroupe les publications les plus représentatives de mes activités de recherche, elle complète ainsi l'exposé synthétique de la première partie.



# Table des matières

---

|   |           |
|---|-----------|
| <b>Introduction générale</b>  | <b>1</b>  |
| <b>I Activités de Recherche</b>   | <b>5</b>  |
| <b>1 Instabilités et effets d'échelle dans les poutres sandwich</b>                     | <b>7</b>  |
| 1.1 Un modèle unifié pour la caractérisation des instabilités locales et globales . . . | 8         |
| 1.1.1 Hypothèses cinématiques . . . . .   | 8         |
| 1.1.2 Calcul des charges critiques . . . . .  | 11        |
| 1.1.3 Règles de conception . . . . .  | 14        |
| 1.2 Comportements limites et stabilité des poutres sandwich en compression . . .        | 15        |
| 1.2.1 Régimes post-bifurqués élastiques . . . . .                                       | 15        |
| 1.2.2 Régimes post-bifurqués plastiques . . . . .                                       | 17        |
| 1.3 Conclusions . . . . .   | 19        |
| <b>2 Limites de formabilité des tôles métalliques</b>                                   | <b>21</b> |
| 2.1 Caractérisation expérimentale des Courbes Limites de Formage . . . . .              | 22        |
| 2.1.1 Dispositif d'essai . . . . .  | 23        |
| 2.1.2 Critères de détection de la striction . . . . .                                   | 25        |
| 2.1.3 Influence de la température et de la vitesse de déformation . . . . .             | 26        |
| 2.2 Prédiction des Courbes Limites de Formage . . . . .                                 | 27        |
| 2.2.1 Modélisation EF du modèle géométrique de Marciniak et Kuczynski (M-K) . . . . .   | 28        |
| 2.2.2 Discussion sur la validité du modèle M-K en température et en vitesse             | 30        |
| 2.3 Détermination de la formabilité à partir d'un essai de traction biaxiale . . . . .  | 34        |
| 2.3.1 Définition de l'éprouvette cruciforme . . . . .                                   | 35        |
| 2.3.2 Banc d'essai de traction biaxiale . . . . .                                       | 35        |
| 2.3.3 Caractérisation expérimentale . . . . .   | 37        |
| 2.3.4 Validation d'un modèle prédictif . . . . .  | 38        |
| 2.3.5 Influence des chemins de déformation . . . . .                                    | 43        |
| 2.4 Conclusions . . . . .   | 47        |

|           |   |           |
|-----------|---|-----------|
| <b>3</b>  | <b>Identification du comportement élastoplastique des tôles métalliques</b>         | <b>49</b> |
| 3.1       | Identification d'un critère de plasticité anisotrope à partir d'un essai hétérogène | 50        |
| 3.1.1     | Potentiel de l'essai de traction biaxiale . . . . .                                 | 51        |
| 3.1.2     | Procédure d'identification du critère de plasticité . . . . .                       | 52        |
| 3.1.3     | Résultats et discussions . . . . .  | 53        |
| 3.2       | Identification de lois d'érouissage à partir d'un essai de traction biaxiale . . .  | 58        |
| 3.2.1     | Optimisation et validation de la forme de l'éprouvette cruciforme . . .             | 58        |
| 3.2.2     | Effet de la vitesse de déformation sur l'érouissage du DP600 . . . . .              | 61        |
| 3.3       | Conclusions . . . . .   | 63        |
| <b>4</b>  | <b>Simulation de procédés de mise en forme</b>                                      | <b>65</b> |
| 4.1       | Formage incrémental robotisé . . . . .  | 66        |
| 4.1.1     | Modèle prédictif de l'effort de formage . . . . .                                   | 67        |
| 4.1.2     | Amélioration de la précision dimensionnelle des pièces formées . . . . .            | 72        |
| 4.2       | Hydroformage de tubes . . . . .   | 75        |
| 4.3       | Conclusions . . . . .   | 77        |
| <b>5</b>  | <b>Projets de recherche</b>   | <b>79</b> |
|           | <b>Bibliographie</b>  | <b>83</b> |
| <b>II</b> | <b>Notice individuelle</b>  | <b>89</b> |
| <b>6</b>  | <b>Curriculum Vitae</b>   | <b>91</b> |
| 6.1       | Cursus académique . . . . .   | 91        |
| 6.2       | Expériences professionnelles . . . . .  | 92        |
| <b>7</b>  | <b>Activités d'enseignement</b>   | <b>93</b> |
| 7.1       | Enseignements dispensés . . . . .   | 93        |
| 7.1.1     | Mécanique et matériaux . . . . .  | 94        |
| 7.1.2     | Conception et procédés . . . . .  | 95        |
| 7.2       | Pédagogie par projets . . . . .   | 96        |
| 7.2.1     | Projet de construction . . . . .  | 96        |
| 7.2.2     | Projets industriels . . . . .   | 96        |
| 7.3       | Activité NTE (Nouvelles Technologies d'Enseignement) . . . . .                      | 98        |
| <b>8</b>  | <b>Activités scientifiques</b>  | <b>99</b> |
| 8.1       | Thèses . . . . .  | 99        |
| 8.1.1     | Co-encadrements . . . . .   | 99        |
| 8.1.2     | Participation à des jurys de thèse . . . . .  | 101       |
| 8.2       | Collaborations . . . . .  | 102       |
| 8.2.1     | Industrielles . . . . .   | 102       |
| 8.2.2     | Académiques . . . . .   | 103       |
| 8.3       | Projets internes . . . . .  | 104       |
| 8.3.1     | Développement d'une plate-forme d'essais . . . . .                                  | 104       |

---

|            |  |            |
|------------|--|------------|
| 8.3.2      | Modélisation de l'écoulement de matériaux granulaires à partir d'une formulation ALE . . . . .               | 104        |
| 8.4        | Reviewing . . . . .  | 104        |
| 8.4.1      | Invitations par des revues internationales . . . . .   | 104        |
| 8.4.2      | Organismes publics . . . . .   | 104        |
| 8.5        | Synthèse des publications . . . . .  | 105        |
| <b>9</b>   | <b>Responsabilités administratives</b>   | <b>107</b> |
| 9.1        | Enseignement . . . . .   | 107        |
| 9.2        | Recherche . . . . .  | 108        |
| 9.3        | Institution . . . . .  | 108        |
| <b>10</b>  | <b>Publications</b>  | <b>109</b> |
| 10.1       | Articles dans des revues internationales à comité de lecture . . . . .                                       | 109        |
| 10.2       | Communications dans des congrès internationaux à comité de lecture et actes publiés dans une revue . . . . . | 110        |
| 10.3       | Communications dans des congrès internationaux avec actes . . . . .  | 111        |
| 10.4       | Communications dans des congrès nationaux avec actes . . . . .   | 112        |
| 10.5       | Communications dans des congrès sans actes . . . . .   | 113        |
| 10.6       | Thèse . . . . .  | 113        |
| <b>III</b> | <b>Principales publications</b>  | <b>115</b> |





# Introduction générale

---

DANS un contexte d'exigences environnementales et économiques croissantes, notamment dans le domaine des transports (objectifs de réduction des émissions de CO<sub>2</sub>), l'optimisation de toutes les étapes du cycle de vie d'un produit est devenue une obsession pour tous les acteurs du monde industriel. Lors de la conception d'un nouveau système mécanique, chaque élément peut être optimisé grâce à une intégration très en amont des contraintes fonctionnelles, des contraintes de service et des contraintes des procédés de fabrication. Cette vision très intégrée de la conception des systèmes autorise un choix optimal des matériaux constitutifs et des procédés de fabrication associés. L'élaboration de nouvelles nuances de matériaux et la mise au point de nouveaux procédés de fabrication contribuent à alimenter cette phase d'optimisation pour le développement de systèmes aux performances mécaniques réellement innovantes. L'allégement des structures constitue le principal objectif de cette démarche d'optimisation. Pour atteindre cet objectif, tout le potentiel des matériaux doit être exploité, jusqu'à leurs limites d'utilisation. La connaissance précise des comportements limites des matériaux pressentis conditionne donc le succès de la démarche.

La notion de comportement mécanique limite des matériaux est relativement large et dépend à la fois de la nature du matériau et du type de sollicitation. En matière d'allégement de structures, si les matériaux composites sont aujourd'hui clairement privilégiés dans le secteur de l'aéronautique, ils bénéficient d'une attention toute nouvelle dans les programmes de recherche du secteur de l'automobile. La notion de composites peut également englober les matériaux sandwich qui, de par leur constitution multi-couches, présentent de nombreux atouts comme une rigidité spécifique très élevée et des procédés de fabrication compatibles avec de la grande série. Pour les composites à fibres longues ou courtes, les performances accrues des matrices thermoplastiques ouvrent de sérieuses perspectives d'utilisation à grande échelle de ces matériaux dans le secteur de l'automobile. Néanmoins, pour des productions en très grandes séries, le facteur coût joue un rôle décisif si bien que le procédé de fabrication a finalement autant de poids que le choix du matériau. Dans ce contexte, les alliages métalliques gardent une place de choix dans le processus de conception d'un véhicule. Ceci se traduit par une utilisation croissante d'alliages légers (aluminium, magnésium, ...) ou d'aciers spécifiques comme les Dual Phase qui présentent un excellent compromis résistance/emboutissabilité.

La question du choix entre un matériau homogène plus "classique" et un matériau hétérogène plus "séduisant" mais difficile à produire se pose dans de nombreux secteurs industriels.

Aux difficultés de production des matériaux composites, s'ajoute une difficulté certaine à modéliser et à anticiper leur comportement mécanique. En effet, l'association à l'échelle mésoscopique de matériaux aux propriétés mécaniques très différentes conduit à l'apparition de phénomènes propres à chaque échelle d'observation. La notion de comportement mécanique limite abordée dans ce mémoire est associée d'une part, à l'apparition d'un changement brusque de comportement suite au déclenchement d'une instabilité géométrique (flambage) ou plastique (localisation des déformations) et d'autre part, à la connaissance du comportement rhéologique de matériaux pour des conditions sévères, rencontrées au cours d'un procédé de mise en forme. La caractérisation expérimentale de ces types de comportement est relativement difficile car les dispositifs d'essais conventionnels ne sont pas toujours adaptés. Néanmoins, cette phase de caractérisation est indispensable pour fiabiliser les modèles prédictifs. Des dispositifs spécifiques doivent être proposés pour atteindre des conditions particulières, tout en minimisant le nombre d'essais. Dans cette optique, pour les sujets qui concernent la caractérisation du comportement mécanique des tôles métalliques, l'accent sera mis sur le développement et la validation de nouvelles procédures expérimentales.

La synthèse de mes activités de recherche s'articule autour de quatre parties. À l'issue de cette synthèse, un bilan très synthétique est proposé afin d'introduire les différents projets de recherche envisagés pour mes années "post-HDR". Enfin, une notice individuelle précise mes activités d'enseignement et mes activités scientifiques d'un point de vue plus quantitatif. Une liste exhaustive de mes publications ainsi qu'un recueil des publications les plus significatives sont accessibles à la fin de ce mémoire.

Mon travail de thèse constitue le coeur de la première partie et traite de la caractérisation des instabilités géométriques aux différentes échelles d'une structure sandwich. Grâce à une approche globale du problème, un modèle analytique de poutre sandwich soumise à des efforts de compression a permis d'explicitier des charges critiques à l'échelle de la poutre et des constituants du sandwich. L'étude des régimes post-bifurqués a démontré l'existence d'effets couplés entre les deux précédentes échelles mais a, également, qualifié la nature très sous-critique de ces régimes. Ce caractère sous-critique est accentué par la prise en compte du comportement plastique des matériaux constitutifs du sandwich et par la présence de défauts géométriques.

Les différentes études portant sur l'apparition d'instabilités plastiques caractérisant les limites de formabilité des tôles métalliques lors de leur mise en forme sont synthétisées dans la deuxième partie. Cette activité a été initiée au laboratoire LGCGM quelques mois après mon arrivée. Le co-encadrement de plusieurs thèses sur le sujet a permis la caractérisation expérimentale et la prédiction de limites de formabilité de tôles d'alliage d'aluminium pour une large plage de température et dans la gamme des vitesses de déformation dites intermédiaires. Un dispositif expérimental innovant, capable d'explorer des chemins de déformation linéaires ou non linéaires, a également été mis en oeuvre pour la détermination de ces limites de formabilité.

La troisième partie de cette synthèse est consacrée à la modélisation et à l'identification du comportement rhéologique de tôles métalliques, pour des applications de mise en forme. Cette étude comprend la caractérisation de l'anisotropie des tôles à partir de critères de plasticité complexes, l'identification de lois d'écrouissage pour des grandes déformations et l'intégration

---

du caractère viscoplastique de certains aciers (Dual Phase) à température ambiante. Ces travaux reposent sur l'exploitation du potentiel de l'essai de traction biaxiale plane qui grâce à la définition adaptée d'une éprouvette cruciforme permet d'atteindre différents états de déformation, proches des états réellement observés dans une tôle formée sous sollicitations multiaxiales.

Enfin, la dernière partie est plus applicative et propose deux exemples de simulation de procédés de mise en forme innovants. Le formage incrémental robotisé est abordé suivant une approche globale qui intègre à la fois le comportement du matériau constitutif de la tôle mais également la flexibilité du manipulateur. Cette approche est nécessaire pour garantir la précision dimensionnelle des pièces formées. La simulation d'un procédé d'hydroformage montre tout l'intérêt de l'outil numérique qui permet d'identifier une plage de formage optimale pour le choix des paramètres du process, évitant ainsi l'apparition d'instabilités géométriques ou plastiques au cours du formage.



Première partie

---

Activités de Recherche



# Instabilités et effets d'échelle dans les poutres sandwich

---

DEPUIS le milieu du siècle dernier, l'utilisation des matériaux sandwich est en pleine expansion. La rigidité spécifique élevée en flexion de ces matériaux contribue notamment à la réduction des masses en mouvement dans les transports. Plus récemment, l'intégration des sandwichs en tant qu'éléments structurels ouvre de nouvelles perspectives d'utilisation. Les sandwichs sont le résultat de l'assemblage d'une âme et de deux peaux aux propriétés géométriques et matérielles très différentes mais complémentaires. Cette forte hétérogénéité entraîne des effets propres à chaque échelle (locale ou globale) qui sont d'autant plus marqués lorsqu'une structure sandwich est sollicitée par des charges complexes et déstabilisantes. La réponse en compression d'une telle structure peut s'avérer très critique et exige une connaissance précise du comportement limite du matériau aux différentes échelles.

Dans la littérature, la caractérisation du flambage des sandwichs se limite au simple calcul de charges critiques, établies à partir de modèles dédiés à chaque échelle et sous des hypothèses fortement restrictives. Les incertitudes liées à la détermination de ces charges entraînent une modulation de leurs estimations par de forts coefficients de sécurité. Le concepteur peut se trouver confronté à l'existence de plusieurs critères pour une même forme d'instabilité car la présence de plusieurs types d'instabilité et la nature même du phénomène de flambage rendent difficile la validation expérimentale des critères. De plus, l'interaction possible des phénomènes présents aux différentes échelles est généralement peu abordée alors que des comportements post-bifurqués très instables peuvent être observés.

Le travail présenté ici cherche à traiter le problème des instabilités dans leur globalité. Ceci sous-entend que la formulation découplée, adoptée par les modèles dédiés, doit être abandonnée. Un modèle unifié capable d'appréhender les instabilités à l'échelle des constituants (échelle locale) et à l'échelle du sandwich (échelle globale) a donc été construit au cours de ces travaux. Il doit être en mesure de caractériser le comportement limite de chaque échelle mais



également d'appréhender les éventuelles interactions entre ces échelles. Dans ce modèle unifié, une attention toute particulière sera portée à la modélisation du cisaillement transverse et au choix de la cinématique des points matériels de l'âme. Grâce à la détermination de différentes charges critiques, des règles de conception matérialisées par la construction d'outils graphiques simples permettent d'identifier rapidement les configurations géométriques et matérielles des sandwichs globalement ou localement instables.

L'étude des instabilités dans une structure sandwich ne peut pas être réduite à un simple calcul de charges critiques. La stabilité des comportements post-bifurqués doit également être discutée. L'étude de la réponse complète de la poutre sandwich en compression démontre l'existence de comportements stables et instables pour des matériaux élastiques linéaires pour l'âme et les peaux. La prise en compte d'un début de plastification de l'âme entraîne systématiquement l'apparition d'un comportement post-bifurqué très instable. Pour ce type de comportement, la présence d'un défaut peut faire chuter la charge maximale supportée par la poutre sandwich, par rapport à la valeur de la charge critique établie dans un cadre linéarisé. Enfin, une approche originale est présentée à partir du modèle unifié afin de caractériser la réponse complète d'une poutre soumise à du flambage interactif et présentant deux branches de bifurcation.

## 1.1 Un modèle unifié pour la caractérisation des instabilités locales et globales

Un matériau sandwich est constitué de deux couches rigides, appelées *peaux*, séparées par une couche plus épaisse et de faible densité, l'*âme* (Fig. 1.1).

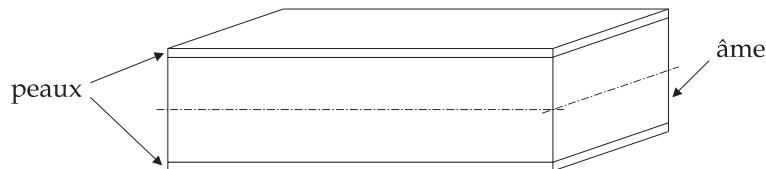


FIGURE 1.1 – Assemblage d'un matériau sandwich.

L'idée d'un tel assemblage consiste à écarter les deux peaux grâce à un matériau de faible densité afin d'augmenter le moment quadratique de l'ensemble par rapport à son plan moyen et donc sa rigidité équivalente en flexion, sans modification notable de la masse. Les matériaux sandwich présentent donc une forte hétérogénéité à la fois matérielle et géométrique. Ainsi, la précision des modèles analytiques ou numériques utilisés pour l'étude de ces matériaux est directement liée à la nature du comportement que l'on souhaite observer. Compte tenu de la faible densité et de la forte épaisseur de l'âme par rapport à celles des peaux, le rôle du cisaillement transverse est prépondérant pour de nombreux cas de charge [3].

### 1.1.1 Hypothèses cinématiques

L'objectif du modèle unifié proposé [29] consiste à caractériser l'apparition du flambage global et des instabilités locales (symétrique et antisymétrique) des deux peaux (Fig. 1.2).

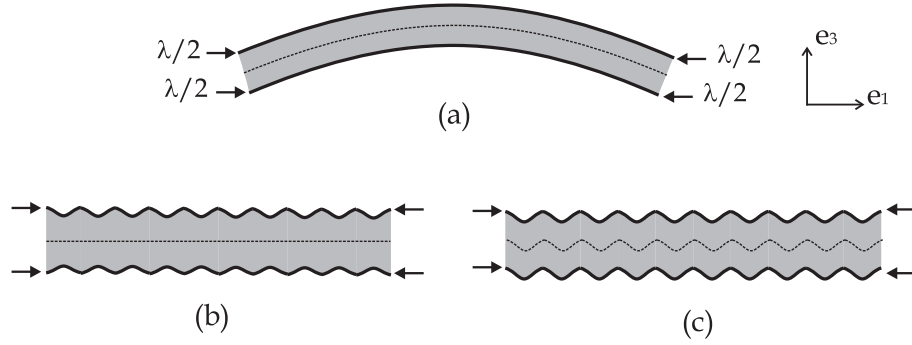


FIGURE 1.2 – *Instabilité globale (a), instabilité locale (wrinkling) symétrique (b) et instabilité locale (wrinkling) antisymétrique (c).*

Le modèle doit donc être adapté à la caractérisation des deux échelles d'observation. Le problème est formulé en déplacements, les inconnues sont uniquement des composantes cinématiques. L'écriture du principe des travaux virtuels permet d'établir les équations d'équilibre du système. Les deux seuls modèles unifiés de la littérature ([9], [19]) utilisent comme inconnues des composantes du champ de déplacement et la contrainte de cisaillement transverse dans l'âme. Cette formulation mixte rend plus difficile l'écriture des équations d'équilibre et repose sur une hypothèse très discutable concernant la distribution du cisaillement transverse.

La poutre sandwich est représentée par un modèle bi-dimensionnel (Fig. 1.3) dans lequel la position de chaque point est donnée par  $\mathbf{x} = x_1\mathbf{e}_1 + x_3\mathbf{e}_3$  dans le domaine  $\Omega = [0, L] \times [0, h]$ . L'épaisseur totale du sandwich est désignée par  $h = 2h_p + h_a$  et ses constituants sont supposés isotropes.

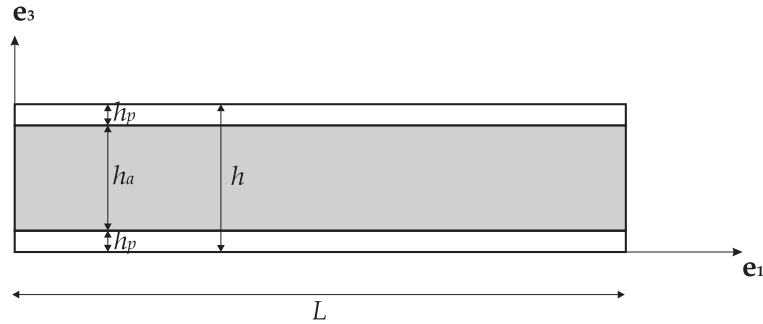


FIGURE 1.3 – *Modèle bi-dimensionnel de la poutre sandwich.*

Les contraintes sont représentées par le tenseur de Piola-Kirchhoff, noté  $\mathbf{S}(\mathbf{x})$ , et les déformations par le tenseur de Green-Lagrange  $\boldsymbol{\gamma}(\mathbf{u})$  limité aux termes des rotations modérées pour sa partie non linéaire. Pour les peaux, une théorie classique des poutres sans cisaillement, de type Euler-Bernoulli, est adoptée (Eqs. 1.1 et 1.2).

*Peau inférieure* ( $0 < x_3 < h_p$ )

$$\begin{cases} u_1^{inf}(x_1, x_3) &= u_1^b(x_1) - x_3 u_{3,1}^b(x_1) \\ u_3^{inf}(x_1, x_3) &= u_3^b(x_1) \end{cases} \quad (1.1)$$

Peau supérieure ( $h_a + h_p < x_3 < h$ )

$$\begin{cases} u_1^{sup}(x_1, x_3) &= u_1^h(x_1) - (x_3 - h)u_{3,1}^h(x_1) \\ u_3^{sup}(x_1, x_3) &= u_3^h(x_1) \end{cases} \quad (1.2)$$

Les fonctions  $u_i^b$  et  $u_i^h$  ( $i = 1, 3$ ) correspondent respectivement aux composantes du champ de déplacement sur la face inférieure ( $x_3 = 0$ ) et sur la face supérieure de la poutre sandwich ( $x_3 = h$ ). Le choix de la cinématique de l'âme est primordial car elle pilote la réponse locale du sandwich. Pour des phénomènes d'instabilités locaux dont la longueur d'onde est de l'ordre de grandeur de l'épaisseur de la poutre sandwich, une cinématique d'ordre supérieur est indispensable notamment pour décrire les instabilités locales antisymétriques. Le champ de déplacement dans l'âme est écrit à partir d'une distribution cubique pour la composante longitudinale  $u_1^a$  et quadratique pour la composante transverse  $u_3^a$  (Eq. 1.3). Les fonctions  $u_1^m$  et  $u_3^m$  correspondent aux déplacements dans l'âme au niveau de l'interface avec la peau inférieure. Les fonctions  $\phi_i$  constituent des inconnues du problème.

$$\begin{cases} u_1^a(x_1, x_3) &= u_1^m(x_1) - (x_3 - h_p)\phi_1(x_1) - (x_3 - h_p)^2\phi_2(x_1) - (x_3 - h_p)^3\phi_3(x_1) \\ u_3^a(x_1, x_3) &= u_3^m(x_1) - (x_3 - h_p)\phi_4(x_1) - (x_3 - h_p)^2\phi_5(x_1) \end{cases} \quad (1.3)$$

La continuité par morceaux des composantes du champ de déplacement dans les différents constituants permet d'explicitier l'écriture des fonctions  $u_1^m$ ,  $u_3^m$ ,  $\phi_1$  et  $\phi_4$ . Afin de réduire un peu plus le nombre d'inconnues cinématiques, des hypothèses peuvent être posées concernant la distribution de la contrainte de cisaillement transverse  $S_{13}^a$  dans l'âme. L'hypothèse classique de la littérature qui préconise une contrainte de cisaillement constante dans l'épaisseur de l'âme ne permet pas d'atteindre à la fois les instabilités locales symétriques et antisymétriques. Une nouvelle distribution linéaire de la contrainte de cisaillement transverse est alors proposée et permet d'exprimer  $\phi_2$  et  $\phi_3$  en fonction de  $\phi_5$ . Les inconnues du problème deviennent donc  $u_1^b$ ,  $u_3^b$ ,  $u_1^h$ ,  $u_3^h$  et  $\phi_5 = \phi$ .

Les équations d'équilibre du système sont obtenues grâce à l'écriture du principe des travaux virtuels (PTV) formulé en déplacement à partir des expressions postulées des champs de déplacement dans les peaux et dans l'âme. Afin de simplifier les expressions, les efforts internes de membrane  $N^\alpha$  et de flexion  $M^\alpha$  sont introduits dans les deux peaux ( $\alpha = b$  ou  $h$ ). Après un nombre suffisant d'intégrations par parties pour exprimer l'équilibre interne et les conditions d'équilibre de bords, l'application du PTV conduit à établir cinq équations d'équilibre à l'intérieur de la poutre sandwich (Eqs. 1.4) avec  $\xi = (1/2 + h_p/h_a)$  et  $\eta_{\alpha b} = 1$  si  $\alpha = b$  et  $-1$  si  $\alpha = h$ .

$$/\delta u_1^\alpha : \eta_{\alpha b} N_{,1}^\alpha + bG_a \left( \frac{u_1^h - u_1^b}{h_a} + \xi(u_{3,1}^h + u_{3,1}^b) + \frac{h_a^2}{6} \phi_{,1} \right) = 0 \quad (1.4a)$$

$$\begin{aligned} / \delta u_3^\alpha : & (N^\alpha u_{3,1}^\alpha)_{,1} + M_{,11}^\alpha + \eta_{\alpha b} \frac{bE_a}{h_a} (u_3^h - u_3^b) + \\ & bG_a \xi (u_{1,1}^h - u_{1,1}^b) + \frac{h_a}{\xi} \left( \frac{2}{3(3 + \eta_{\alpha b})} + \frac{h_p}{h_a} \left( 1 + \frac{h_p}{h_a} \right) \right) u_{3,11}^h \\ & + \frac{h_a}{\xi} \left( \frac{2}{3(3 - \eta_{\alpha b})} + \frac{h_p}{h_a} \left( 1 + \frac{h_p}{h_a} \right) \right) u_{3,11}^b + \frac{h_a^3}{6} \phi_{,11} = 0 \end{aligned} \quad (1.4b)$$

$$/\delta \phi : h_a E_a \phi - \frac{G_a}{2} \left( u_{1,1}^h - u_{1,1}^b + h_a \xi (u_{3,11}^h + u_{3,11}^b) + \frac{h_a^3}{6} \phi_{,11} \right) = 0 \quad (1.4c)$$

Le système d'équations d'équilibre ainsi obtenu est non linéaire. L'objectif est maintenant de déterminer le premier point de bifurcation du système, *i.e.* la charge critique correspondant au passage d'un état de compression pure (état fondamental) à un équilibre fléchi (état flambé). D'après Léger *et al* [28], un point de bifurcation d'un problème non linéaire est valeur propre du problème linéarisé, ce résultat est connu comme le principal théorème de bifurcation de Krasnosel'skii. Par conséquent, une forme linéarisée du système (1.4) doit être suffisante pour déterminer les charges critiques du problème.

### 1.1.2 Calcul des charges critiques

La linéarisation du système (1.4) passe par des hypothèses sur les expressions des efforts internes. Le préflambage linéaire suppose que seuls les termes de membrane existent lors de la première apparition d'une instabilité géométrique. Grâce aux équations d'équilibre de bords, les efforts normaux sont facilement intégrés. Ainsi, le terme fortement non linéaire de l'équation (1.4b) est linéarisé grâce à l'évolution constante de  $N^\alpha$  le long des deux peaux :

$$(N^\alpha u_{3,1}^\alpha)_{,1} = N^\alpha u_{3,11}^\alpha = -\frac{\lambda}{2} u_{3,11}^\alpha$$

avec  $\lambda$  la charge totale de compression appliquée à la poutre sandwich (Fig. 1.2). Les autres termes non linéaires sont linéarisés en négligeant les termes de rotations modérées dans leurs expressions respectives non dérivées. Le système (1.4) est à présent complètement linéarisé (Eqs. 1.5).

$$\begin{aligned}
/\delta u_1^\alpha : \quad & \eta_{ab} E_p b h_p u_{1,11}^\alpha - \frac{b E_p h_p^2}{2} u_{3,111}^\alpha \\
& + b G_a \left( \frac{u_{1,1}^h - u_{1,1}^b}{h_a} + \xi(u_{3,1}^h + u_{3,1}^b) + \frac{h_a^2}{6} \phi_{,1} \right) = 0 \\
/\delta u_3^\alpha : \quad & \frac{\lambda}{2} u_{3,11}^\alpha - \eta_{ab} \frac{E_p b h_p^2}{2} u_{1,111}^\alpha + \frac{E_p b h_p^3}{3} u_{3,1111}^\alpha - \eta_{ab} \frac{b E_a}{h_a} (u_3^h - u_3^b) \\
& - b G_a \xi \left( u_{1,1}^h - u_{1,1}^b + \frac{h_a}{\xi} \left( \frac{2}{3(3 + \eta_{ab})} + \frac{h_p}{h_a} \left( 1 + \frac{h_p}{h_a} \right) \right) \right) u_{3,11}^h \\
& + \frac{h_a}{\xi} \left( \frac{2}{3(3 - \eta_{ab})} + \frac{h_p}{h_a} \left( 1 + \frac{h_p}{h_a} \right) \right) u_{3,11}^b + \frac{h_a^3}{6} \phi_{,11} = 0 \\
/\delta \phi : \quad & h_a E_a \phi - \frac{G_a}{2} \left( u_{1,1}^h - u_{1,1}^b + h_a \xi (u_{3,11}^h + u_{3,11}^b) + \frac{h_a^3}{6} \phi_{,11} \right) = 0
\end{aligned} \tag{1.5}$$

Les charges critiques de la poutre sandwich sont donc les valeurs propres du problème aux valeurs propres correspondant. Pour une poutre sur appuis simples, les inconnues du système sont recherchées sous la forme de séries trigonométriques qui satisfont les conditions aux limites du problème. Un problème aux valeurs propres (Eq. 1.6) est formulé, il est valable pour chaque valeur  $n$  des séries, les valeurs propres calculées seront donc fonction de ce nombre d'onde qui qualifiera la nature de l'instabilité.

$$([A] - \lambda[B])\{Y\} = \{0\} \tag{1.6}$$

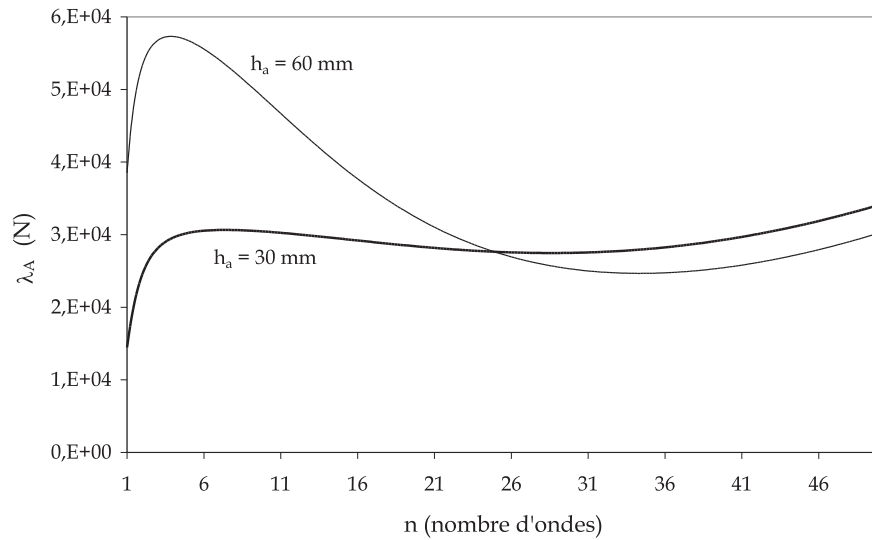
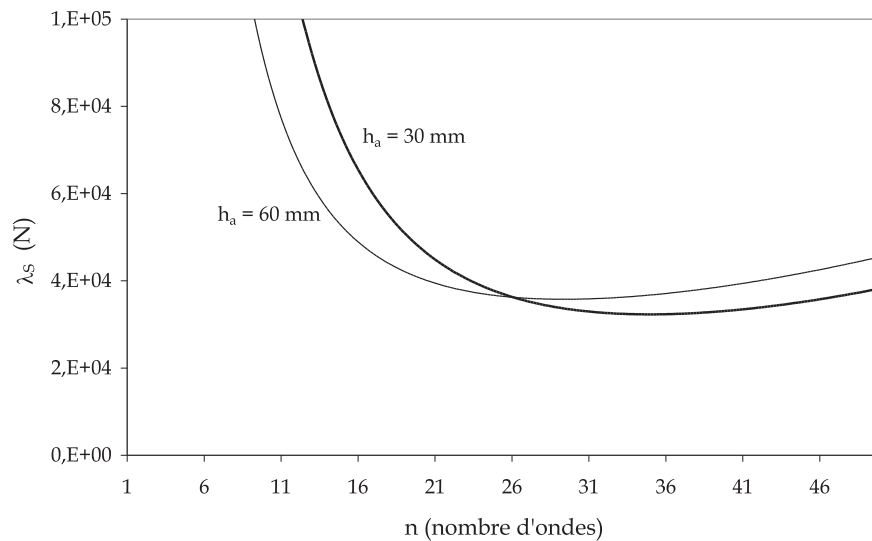
Les matrices  $[A]$  et  $[B]$  sont symétriques et le vecteur  $\{Y\}$  contient les inconnues du problème. La résolution formelle du problème aux valeurs propres est possible et conduit à identifier deux racines pour le polynôme caractéristique. Ainsi, deux valeurs propres strictement positives  $\lambda_A$  et  $\lambda_S$  sont calculées. Elles sont respectivement associées à un mode antisymétrique (Eq. 1.7a) et à un mode symétrique (Eq. 1.7b), avec  $\omega = n\pi/L$ .

$$\lambda_A(n) = \frac{\omega^2 E_p h_p b}{6} \left( h_p^2 + \frac{72 G_a E_a (h_a + h_p)^2}{\omega^4 E_p G_a h_p h_a^3 + 12 \omega^2 E_p E_a h_p h_a + 24 E_a G_a} \right) \tag{1.7a}$$

$$\lambda_S(n) = \frac{\omega^2 E_p h_p^3 b}{6} + \frac{4 E_a b}{\omega^2 h_a} + \frac{G_a h_a b}{3} \tag{1.7b}$$

Il reste à trouver la valeur de  $n$  pour laquelle ces valeurs propres seront minimales. La connaissance de ce minimum donnera la charge critique et le mode d'instabilité associé. Le tracé des courbes de stabilité neutre pour  $\lambda_A$  (Fig. 1.4) et  $\lambda_S$  (Fig. 1.5) permet d'observer l'évolution de ces valeurs propres en fonction du nombre d'ondes  $n$ . Les courbes sont tracées pour deux épaisseurs d'âme différentes ( $h_a = 30 \text{ mm}$  et  $h_a = 60 \text{ mm}$ ), les caractéristiques de la poutre sandwich étudiée étant les suivantes :  $E_p = 70000 \text{ MPa}$ ,  $h_p = 1 \text{ mm}$ ,  $E_a = 70 \text{ MPa}$ ,  $L = 600 \text{ mm}$ ,  $G_a = 25 \text{ MPa}$  et  $b = 40 \text{ mm}$ .

Sur la figure 1.4, le nombre d'ondes critique pour le mode antisymétrique, *i.e.* la valeur de  $n$  pour laquelle  $\lambda_A$  est minimum, dépend notamment de l'épaisseur de l'âme. Pour  $h_a = 30 \text{ mm}$ , le minimum de  $\lambda_A$  est atteint pour  $n = 1$ , ce qui correspond à l'apparition d'un mode de flambage global. Cependant, pour une âme plus épaisse ( $h_a = 60 \text{ mm}$ ), le mode d'instabilité

FIGURE 1.4 – Courbes de stabilité neutre associées à  $\lambda_A$  en fonction de l'épaisseur de l'âme.FIGURE 1.5 – Courbes de stabilité neutre associées à  $\lambda_S$  en fonction de l'épaisseur de l'âme.

est un mode local de wrinkling antisymétrique ( $n = 34$ ). Pour le mode symétrique, quelle que soit l'épaisseur de l'âme, le minimum de la valeur propre  $\lambda_S$  est toujours atteint pour un nombre d'ondes important ( $n \gg 1$ ). Le mode de flambage associé est donc un mode de flambage local (wrinkling symétrique). Le tracé des courbes de stabilité neutre montre que trois instabilités peuvent être caractérisées par le modèle unifié présenté : un mode global (Fig. 1.2-(a)) et deux modes locaux (Fig. 1.2-(b) et (c)). Les expressions analytiques des charges critiques associées à ces trois modes sont les suivantes ( $AG$  : global,  $SL$  : symétrique local,  $AL$  : antisymétrique local) :

$$\lambda_{AG} = \frac{\pi^2 E_p h_p b}{6L^2} \left( h_p^2 + \frac{72G_a E_a L^4 (h_a + h_p)^2}{\pi^4 E_p G_a h_p h_a^3 + 12\pi^2 E_p E_a h_p h_a L^2 + 24E_a G_a L^4} \right) \quad (1.8a)$$

$$\lambda_{SL} = \frac{2\sqrt{6}}{3} b \sqrt{\frac{E_a E_p h_p^3}{h_a} + \frac{G_a h_a b}{3}} \quad (1.8b)$$

$$\lambda_{AL} = \frac{2bh_p}{h_a} \left( \sqrt{2h_p E_p E_a (h_a + 2h_p)} - \frac{h_p^2}{h_a} \frac{E_p E_a}{G_a} \right) \quad (1.8c)$$

Ces expressions ont été validées par le calcul de charges critiques numériques à partir d'une modélisation par éléments finis (EF) adaptée de la poutre sandwich (Fig. 1.6). Une très bonne corrélation entre les prédictions du modèle unifié et celles du modèle EF a été mise en évidence.

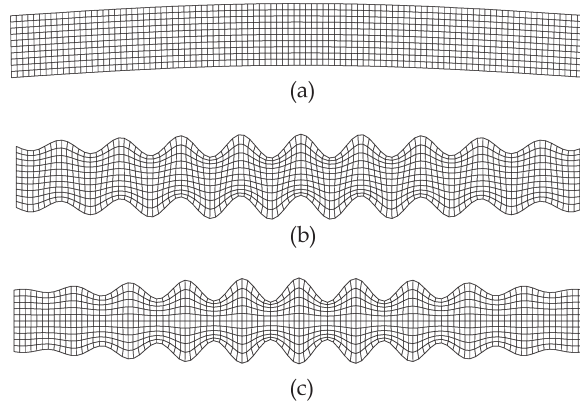


FIGURE 1.6 – Exemples de mode global (a), wrinkling antisymétrique (b) et wrinkling symétrique (c) obtenus à partir d'une modélisation par EF de la poutre sandwich.

### 1.1.3 Règles de conception

La caractérisation analytique des charges critiques offre au concepteur la possibilité d'utiliser des critères simples et rapides à mettre en oeuvre. Elle permet également une meilleure compréhension des mécanismes entraînant l'apparition d'une forme d'instabilité donnée. Les charges critiques  $\lambda_{AG}$ ,  $\lambda_{AL}$  et  $\lambda_{SL}$  dépendent de combinaisons complexes de six paramètres ( $L$ ,  $h_p$ ,  $h_a$ ,  $E_p$ ,  $E_a$ ,  $G_a$ ). Afin de proposer une meilleure représentation des configurations pour lesquelles chacune des formes d'instabilité sera prédominante, il est possible de réduire le nombre des paramètres grâce à l'introduction de nouvelles grandeurs adimensionnées qui vont simplifier l'écriture des trois charges critiques. Ces nouveaux paramètres sont : l'élançement de la poutre  $\rho_L$ , le rapport des modules  $\rho_E$ , le rapport des épaisseurs  $\rho_h$  et le rapport des modules de l'âme  $\rho_\nu$ .

Grâce à une comparaison des charges critiques deux à deux, une représentation graphique des zones de prédominance de chacune des formes d'instabilité est tracée. Le rapport  $\rho_\nu$  étant quasi constant, la représentation est possible sur un graphique  $\rho_h$ - $\rho_E$ . La figure 1.7 donne un

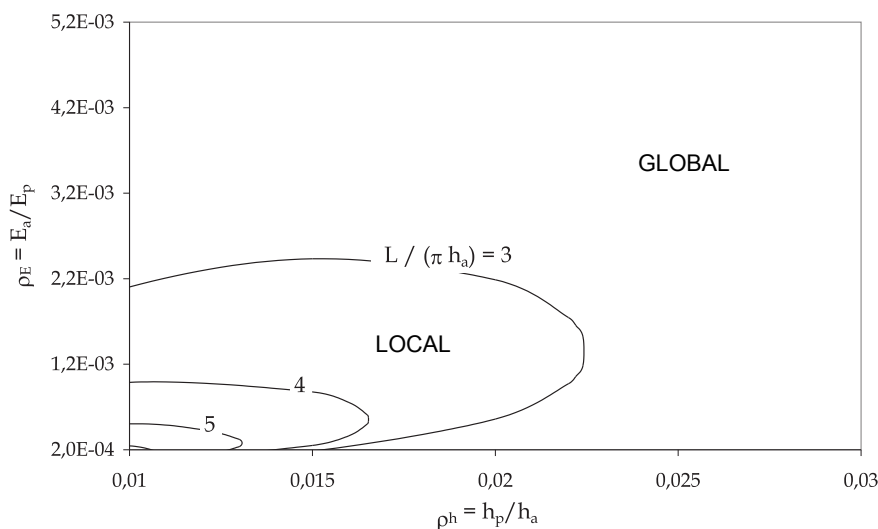


FIGURE 1.7 – Zones de prédominance pour la charge de wrinkling symétrique  $\lambda_{SL}$  et la charge globale  $\lambda_{AG}$  en fonction de la valeur de l'élancement  $\rho_L$ .

exemple de diagramme de conception permettant d'identifier les zones de prédominance d'une instabilité globale par rapport à celles d'une instabilité locale symétrique.

Tous les diagrammes de conception présentés [32] démontrent que les phénomènes locaux sont prépondérants dans des zones relativement restreintes compte tenu des caractéristiques matérielles et géométriques des matériaux sandwich généralement mis en oeuvre. Les instabilités locales apparaissent dans des poutres sandwich constituées de peaux fines et d'une âme faiblement rigide (faibles valeurs de  $\rho_E$  et  $\rho_h$ ). Les instabilités locales disparaissent progressivement lorsque l'élancement de la poutre augmente ( $\rho_L$ ).

## 1.2 Comportements limites et stabilité des poutres sandwich en compression

Les précédents résultats analytiques ont permis d'établir les expressions des charges critiques associées à chacun des modes d'instabilité. L'objectif est maintenant d'étudier le comportement de la poutre sandwich lorsque l'une de ces charges critiques est atteinte et de discuter ainsi de la stabilité des différentes branches bifurquées. L'analyse de la stabilité des branches secondaires exige de travailler sur une formulation non linéaire du problème. Des comportements sur-critiques et sous-critiques peuvent être identifiés, la sensibilité aux défauts géométriques ne sera donc pas la même pour toutes les configurations. La notion de flambage interactif est également définie, elle met en évidence le couplage des instabilités aux deux échelles d'observation.

### 1.2.1 Régimes post-bifurqués élastiques

La construction des diagrammes de conception a permis d'identifier des configurations globalement ou localement instables. Une troisième zone peut être définie, elle est située à



l'interface entre les deux premières zones. Dans cette dernière zone, les charges critiques calculées sont relativement proches et si une interaction doit apparaître entre les deux échelles, elle risque de se produire pour ces configurations. Une étude détaillée de toutes ces configurations a été présentée dans [31]. Pour illustrer ces propos, la figure 1.8 présente l'évolution de la charge appliquée  $\lambda$  en fonction de la flèche pour un sandwich situé à l'interface des zones d'instabilité locale et globale. Le tracé des branches bifurquées est effectué avec le code de calcul ABAQUS qui permet notamment un pilotage de l'analyse non linéaire par une méthode de Riks. Différentes branches sont tracées afin de visualiser l'effet de l'amplitude d'un défaut correspondant à la configuration globalement fléchie du sandwich.

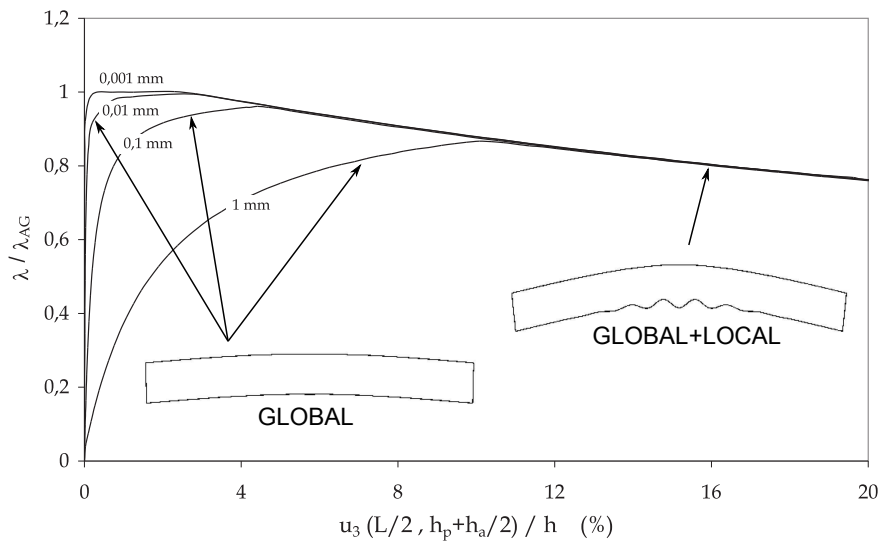


FIGURE 1.8 – Charge appliquée en fonction de la flèche globale : influence d'un défaut global.

Trois phases distinctes sont visibles sur la figure 1.8. La première partie de la courbe ( $u_3 = 0$ ) correspond à la description de la branche fondamentale jusqu'au premier point de bifurcation qui marque l'apparition du mode d'instabilité global dans la poutre sandwich. Lors de la deuxième phase, on observe une amplification de ce mode global et donc un comportement post-bifurqué légèrement sur-critique, identique à celui d'une poutre homogène équivalente. Finalement, un deuxième point de bifurcation est atteint et le comportement de la poutre sandwich devient alors fortement sous-critique ( $\lambda < \lambda_{AG}$ ). La déformée observée est une combinaison de la courbure globale issue du mode global et d'un flambage local de la peau située dans l'intrados de la poutre. Le phénomène de flambage interactif est clairement illustré par la figure 1.8, l'interaction entre le mode global et le flambage local d'une peau entraîne une localisation géométrique, responsable d'une perte de rigidité significative de la poutre. Les deux points de bifurcation sont toujours présents quelle que soit l'amplitude du défaut introduit. La branche correspondant au flambage interactif n'est pas influencée par le défaut et un point limite en charge est toujours atteint. En augmentant l'amplitude du défaut, la valeur de cette charge limite diminue considérablement. En effet, pour un défaut de forme initial de  $1 \text{ mm}$  (2% de l'épaisseur de la poutre sandwich), la baisse de la charge limite atteinte est d'environ 13%.

Le cas particulier et néanmoins courant de la figure 1.8 a également fait l'objet d'une étude analytique à partir du modèle unifié déjà présenté [30]. Suite à l'apparition d'une instabilité

globale, la redistribution des efforts normaux dans les deux peaux, pilotée par la rigidité au cisaillement transverse de l'âme, est évaluée à partir de la configuration fléchie de la poutre sandwich. Le deuxième point de bifurcation apparaît lorsque l'effort de compression de la poutre située dans l'intrados atteint la demi-charge critique du wrinkling symétrique. Pour la stabilité globale de la poutre sandwich, ce point de bifurcation est bien sûr critique, il marque l'apparition d'un régime sous-critique très instable. La flèche critique de la poutre associée à ce point est alors définie analytiquement. L'équation de la seconde branche de bifurcation liée à l'apparition de l'instabilité locale est ensuite déterminée à partir d'une méthode de perturbation appliquée à une poutre sur fondation élastique. La méthode de perturbation consiste à écrire le champ de déplacement et la charge appliquée sous la forme de séries valides près du point de bifurcation. La résolution du système non linéaire passe alors par la résolution de sous-systèmes linéaires à chaque ordre. Cette approche permet de retrouver assez fidèlement le comportement limite de la poutre sandwich comme le montre la corrélation des résultats analytiques et numériques (Fig. 1.9).

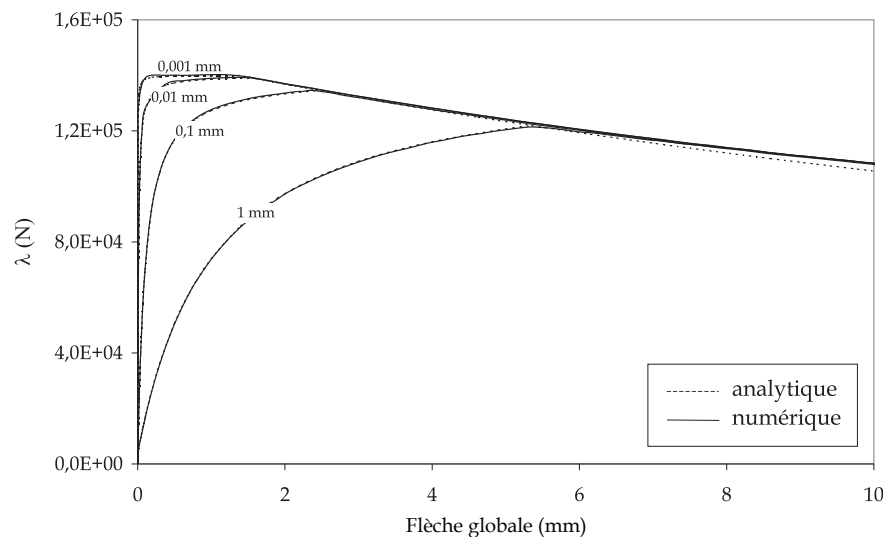


FIGURE 1.9 – Comparaison de l'évolution numérique et analytique de la charge appliquée en fonction de la flèche globale et du défaut global initial.

### 1.2.2 Régimes post-bifurqués plastiques

L'étude de la stabilité des branches bifurquées est plus réaliste si on tient compte de la non linéarité matérielle de l'âme. En effet, pour un sandwich dont l'âme est constituée d'une mousse, sa limite élastique (quelques MPa) sera très rapidement atteinte lors du développement d'instabilités locales. Pour une mousse classique possédant une structure cellulaire rigide et fermée, l'hypothèse d'une loi élastoplastique parfaite associée au critère de plasticité de von Mises est largement répandue. Quelles que soient la configuration sandwich retenue et la nature du défaut introduit, la prise en compte du comportement élastoplastique entraîne systématiquement l'apparition d'un comportement sous-critique pour la poutre sandwich. Deux exemples sont donnés par les figures 1.10 et 1.11.

La figure 1.11 est d'autant plus intéressante qu'elle permet de visualiser un mode d'in-

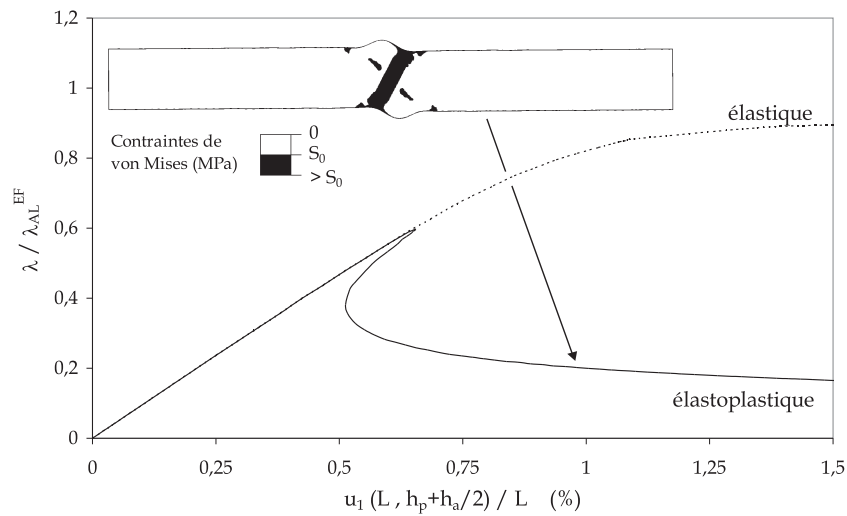


FIGURE 1.10 – Charge appliquée en fonction du raccourcissement global (défaut local antisymétrique de 0,1 mm).

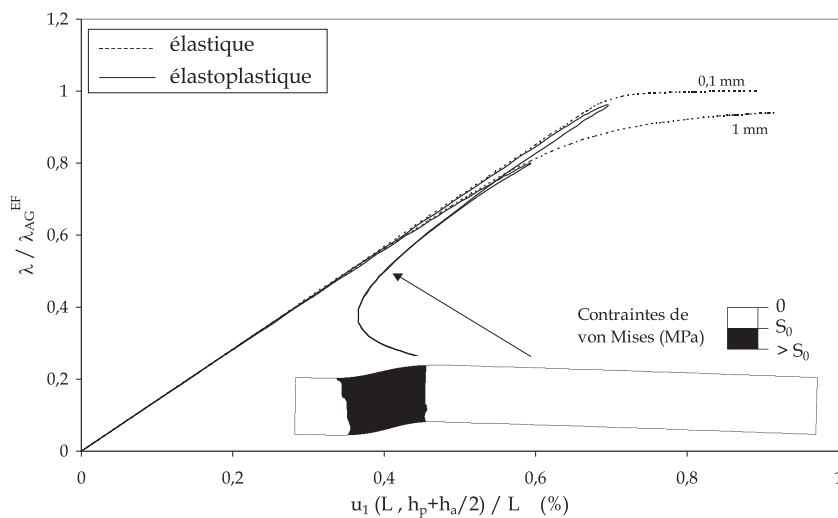


FIGURE 1.11 – Charge appliquée en fonction du raccourcissement global (défaut global).

stabilité et de rupture très fréquent dans les poutres sandwich : le "shear crimping". La faible rigidité de la poutre sandwich vis-à-vis du cisaillement transverse est à l'origine de ce phénomène. Lorsque le shear crimping apparaît, un point de rebroussement synonyme d'effondrement de la poutre est atteint (Fig. 1.11). Cette valeur limite est très sensible à la valeur du défaut initial puisque, en passant d'une amplitude de 0,1 mm à 1 mm, la charge limite chute d'environ 17%. La grande sensibilité de la charge critique de shear crimping vis-à-vis de la taille des défauts peut justifier les difficultés rencontrées pour caractériser expérimentalement cette instabilité. Ainsi, lorsque le flambage global est prédominant pour une configuration de

poutre sandwich (suivant les diagrammes de conception présentés), une instabilité en cisaillement est susceptible de se développer suite à l'évolution du mode d'instabilité global.

### 1.3 Conclusions

La caractérisation du flambage d'une poutre sandwich exige, d'une part, l'évaluation des charges critiques et des modes associés et, d'autre part, une étude de la stabilité du comportement post-bifurqué pour chacun de ces modes. L'étude du post-flambage est rarement mise en oeuvre malgré les informations de tout premier ordre qu'elle peut fournir concernant la charge maximale supportée ou la sensibilité aux différents défauts géométriques. Dans ce travail, ces deux aspects ont largement été abordés.

L'étude numérique du post-flambage des poutres sandwich a notamment mis en évidence les effets négatifs de l'apparition du flambage interactif sur la perte de stabilité globale du sandwich. Ce phénomène est amplifié par la localisation des déformations plastiques. Ainsi, quels que soient la taille et le type du défaut géométrique introduit, le comportement post-bifurqué de la poutre est toujours sous-critique. La charge maximale supportée est alors très sensible aux défauts. La connaissance de cette sensibilité est primordiale pour fixer la charge limite à ne pas dépasser. D'un point de vue analytique, le modèle unifié a été validé par la détermination de charges critiques cohérentes et la construction complète de la réponse de la poutre sandwich soumise au flambage interactif.

L'ensemble de l'étude apporte une meilleure compréhension quant aux mécanismes pilotant l'apparition des différentes formes d'instabilité. Les comportements post-bifurqués très sous-critiques expliquent la grande prudence des concepteurs vis-à-vis des différentes formules analytiques de la littérature. Ces comportements rendent également très difficiles la validation expérimentale des différentes approches. Une bonne approche consisterait à utiliser les charges théoriques établies dans le cadre linéarisé mais modulées par des coefficients de sécurité calibrés par une approche fiabiliste du problème.



## Limites de formabilité des tôles métalliques

---

LES procédés de mise en forme des tôles métalliques sont largement diffusés pour la production de biens d'équipement très divers. L'utilisation de nouvelles nuances de matériaux plus performantes par rapport aux exigences fonctionnelles des produits peut rapidement être ralentie par une mauvaise connaissance de leurs aptitudes, parfois réellement limitées, vis-à-vis de la mise en forme. Ceci est notamment valable pour les alliages d'aluminium qui en dépit d'une rigidité spécifique intéressante, d'une bonne résistance à la corrosion ou encore d'un potentiel d'assemblage (collage, soudage, ...) intéressant, présentent une formabilité à température ambiante bien inférieure à celle de la plupart des aciers. Une piste intéressante pour améliorer la formabilité des alliages d'aluminium consiste à augmenter la température de mise en forme des tôles. Cependant, si ces matériaux sont chauffés, le niveau des vitesses de déformation observé lors de leur mise en forme peut notablement modifier leur comportement mécanique et donc leurs limites de formabilité. L'utilisation d'outils numériques pour optimiser les procédés de mise en forme requiert une connaissance fine du matériau formé afin d'intégrer des modèles de comportement fiables quelles que soient les conditions opératoires considérées. Pour l'évaluation des limites de formabilité, il est essentiel de prendre en compte les effets couplés de la température et de la vitesse de déformation.

Le niveau de formabilité des métaux en feuilles est classiquement estimé à partir du tracé de Courbes Limites de Formage (CLF). Malgré quelques désavantages, ce concept établi dans les années 1960 est très facile à mettre en oeuvre et reste aujourd'hui très utilisé. Le tracé expérimental de CLF en température et à différentes vitesses de déformation reste assez difficile et limite l'obtention de bases expérimentales fiables. De plus, peu de modèles prédictifs des limites de formabilité, qu'ils soient analytiques ou numériques, intègrent les effets de la température et de la vitesse de déformation. Ils sont encore moins nombreux à proposer une corrélation directe avec des résultats expérimentaux. A température ambiante, la plupart des modèles prédictifs des courbes limites de formage sont basés sur le modèle classique de Marci-

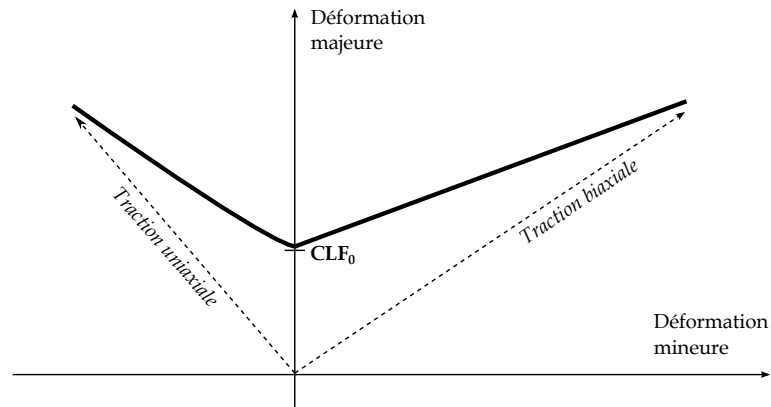
niak et Kuczynski (M-K). L'inconvénient majeur de ce modèle réside dans la grande sensibilité des résultats vis-à-vis de la valeur du défaut géométrique introduit pour provoquer l'apparition d'une instabilité plastique. Ce modèle met également en oeuvre des comportements élastoplastiques simplistes, pas toujours représentatifs du comportement réel du matériau étudié.

Le tracé expérimental des courbes limites de formage est un processus long et coûteux. Le balayage des différents rapports de déformations dans le plan de la tôle exige des essais d'emboutissage sur plusieurs formes d'éprouvettes dont la géométrie aura nécessairement un impact sur la formabilité intrinsèque du matériau. De plus, ces dispositifs d'essais ne permettent pas une caractérisation facile de l'effet du chemin de déformation sur la formabilité alors que des chemins de déformation non linéaires et complexes sont réellement observés lors de la mise en forme de pièces [4]. Afin de palier à ces inconvénients, le développement d'un nouveau dispositif d'essai basé sur la traction biaxiale d'une éprouvette cruciforme s'avère très prometteur. L'ensemble de la CLF peut être tracé à partir d'une seule géométrie d'éprouvette et le pilotage direct du rapport des déformations autorise une large couverture des chemins de déformation rencontrés lors du formage de pièces réelles. La simulation par éléments finis de l'éprouvette cruciforme ouvre également d'intéressantes perspectives quant à la mise en place d'un outil prédictif moins restrictif que les modèles actuels.

Pour l'étude des limites de formabilité des tôles métalliques, trois axes de travail ont été suivis. Le premier concerne la mise en place d'un dispositif conventionnel capable d'établir des CLF pour différentes températures et vitesses de déformation. Grâce à une base expérimentale complète, l'objectif du deuxième axe était d'évaluer la pertinence du modèle de Marciniak et Kuczynski pour prédire des CLF pour les mêmes conditions opératoires, tout en proposant des pistes d'amélioration quant à son utilisation. Enfin, pour le troisième axe, un nouveau dispositif de caractérisation des CLF a été développé autour de l'utilisation d'une forme cruciforme capable de couvrir une large plage d'états de déformation. Les deux premiers axes ont notamment été développés dans le cadre des thèses de Cunsheng Zhang ([51], soutenue en 2008) et de Xingrong Chu ([13], soutenue en 2013). Une partie du dernier axe a fait l'objet de la thèse d'Ibrahim Zidane ([59], soutenue en 2009) et se poursuit dans le cadre de la thèse de Xiao Song (soutenance prévue en 2018).

## 2.1 Caractérisation expérimentale des Courbes Limites de Formage

Caractériser la formabilité du matériau constitutif d'une tôle revient à quantifier son aptitude à être formé suivant différents chemins de déformation jusqu'à une géométrie donnée. De nombreux facteurs, qu'ils soient liés aux caractéristiques intrinsèques du matériau ou aux conditions opératoires du procédé, affectent la formabilité. Le principal outil utilisé pour l'évaluation de la formabilité d'un matériau est le Diagramme Limite de Formage (Fig. 1.12) proposé par Keeler et Backofen dans les années 1960. Ce diagramme (DLF) est une représentation de la formabilité suivant les déformations principales mesurées dans le plan de la tôle (respectivement déformation majeure et mineure). Dans ce DLF, on trace une Courbe Limite de Formage (CLF) qui délimite deux zones : une zone située sous la courbe dans laquelle chaque état de déformation est admissible et une zone située au dessus pour laquelle chaque état de déformation est susceptible d'engendrer une défaillance.

FIGURE 1.12 – *Diagramme Limite de Formage (DLF).*

Un point particulier de cette courbe, nommé  $CLF_0$  (Fig. 1.12), est obtenu pour un état de déformation plane. Il est nécessaire de bien positionner ce point car les états de déformation situés autour de celui-ci sont généralement critiques pour la plupart des géométries formées. Une difficulté majeure pour le tracé des CLF réside dans le choix du critère associé à l'apparition d'une situation critique pour la tôle. Les critères retenus sont tous définis à partir du développement d'une déformation localisée susceptible de générer une instabilité plastique. Néanmoins, plusieurs critères existent et le choix de l'un d'eux peut influencer le niveau et la forme des CLF.

### 2.1.1 Dispositif d'essai

Pour la caractérisation expérimentale des courbes limites de formage, deux dispositifs principaux sont utilisés : le dispositif de Nakazima (Fig. 1.13(a)) et celui de Marciniak (Fig. 1.13(b)). Pour les deux dispositifs, les essais consistent à déformer une tôle à l'aide d'un poinçon. La forme initiale de la tôle définit l'état de déformation atteint à l'issue de l'essai. Ainsi, pour parcourir l'ensemble de la CLF, plusieurs formes d'éprouvettes sont nécessaires. La principale différence entre les deux essais porte sur la forme du poinçon. Le poinçon hémisphérique de Nakazima favorise l'apparition d'une instabilité plastique au centre de l'éprouvette alors que le poinçon plat de Marciniak nécessite quelques précautions supplémentaires pour éviter une localisation des déformations dans les rayons du poinçon (ajout d'une rondelle déformable). Néanmoins, l'essai de Marciniak est préféré dans notre approche car une seule caméra rapide est nécessaire pour suivre les déformations dans le plan de la tôle. Pour des fréquences d'acquisition élevées de la caméra, le post-traitement est alors facilité lors de l'étude des effets de la vitesse de déformation. De plus, pour ce dispositif, les résultats d'essai sont moins sensibles à la nature du frottement entre le poinçon et le centre de l'éprouvette.

Un dispositif d'essai basé sur le test de Marciniak a été développé et validé durant la thèse de Cunsheng Zhang puis amélioré au cours de la thèse de Xingrong Chu. Le schéma de principe du dispositif est donné figure 1.14. Les déformations dans le plan de la tôle sont mesurées par corrélation d'images, grâce au dépôt d'un mouchetis en surface. La position du poinçon et de la caméra est fixe dans l'espace de travail, ce qui garantit une distance constante entre la tôle déformée et l'objectif de la caméra. Ce montage permet de conserver la zone étudiée dans la profondeur de champ du dispositif. Un miroir optique permet de



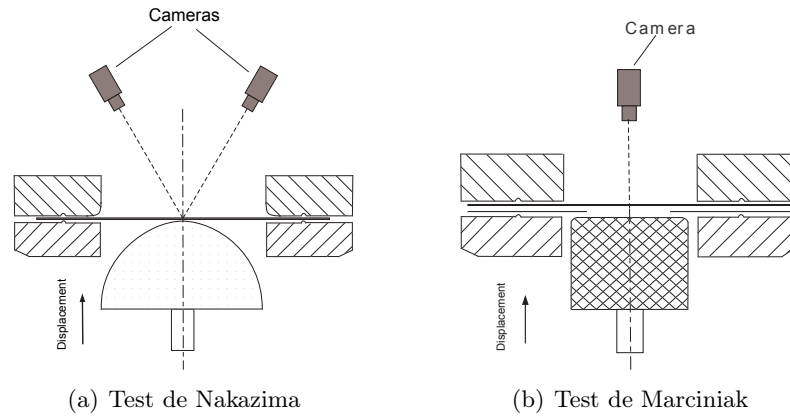


FIGURE 1.13 – Tests conventionnels pour la caractérisation des CLF.

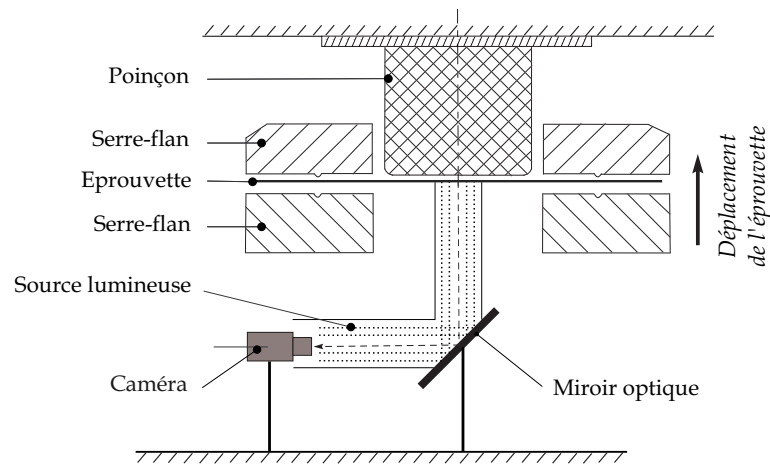
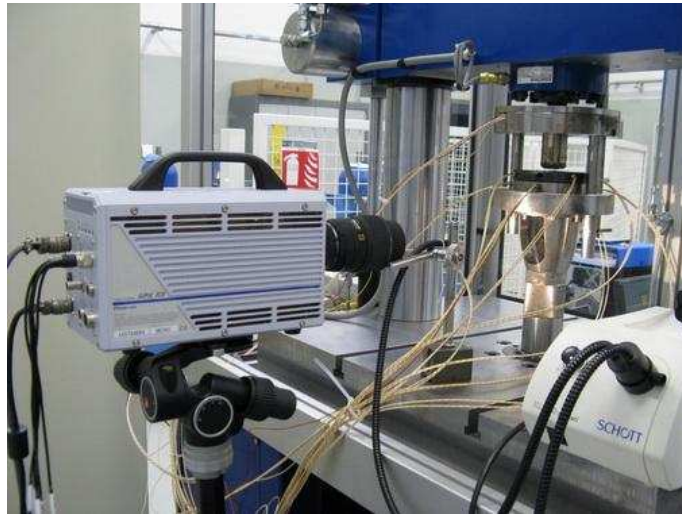


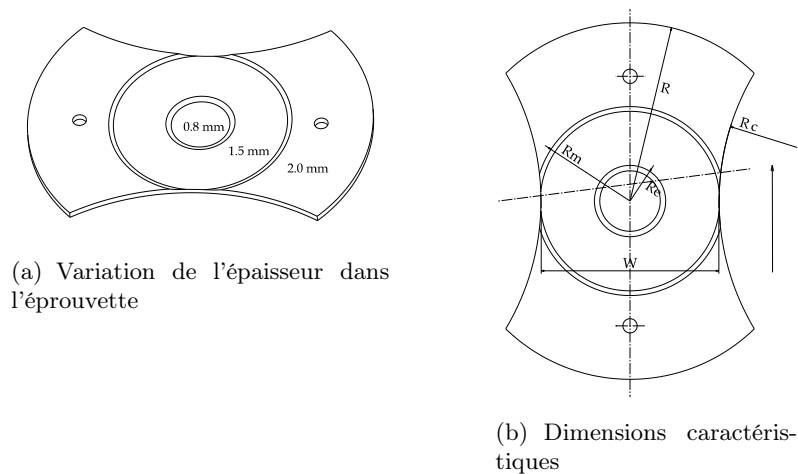
FIGURE 1.14 – Vue schématique du dispositif d'essai.

déporter la caméra par rapport à l'axe du poinçon. La mise en température de l'éprouvette est assurée par conduction grâce à des cartouches chauffantes régulées, placées à l'intérieur des deux serre-flans. Une cartouche chauffante est également placée dans le poinçon afin d'éviter toute baisse de température lors de la mise en contact du poinçon avec l'éprouvette. Une vue complète du dispositif est visible figure 1.15, l'ensemble du dispositif est monté sur une machine servo-hydraulique capable d'atteindre des vitesses de formage importantes (jusqu'à 1m/s).

Comme indiqué précédemment, l'apparition d'une localisation des déformations et donc d'une rupture au centre de l'éprouvette n'est pas toujours facile à obtenir avec un essai de type Marciniak. Afin de faciliter l'apparition d'une striction au centre de l'éprouvette, nous avons choisi de réduire progressivement l'épaisseur de la tôle au centre comme indiqué figure 1.16(a) pour une tôle d'épaisseur initiale 2mm. Pour les nuances étudiées, nous avons bien sûr vérifié que cette réduction d'épaisseur n'avait pas d'impact majeur sur la formabilité intrinsèque du matériau. Pour atteindre tous les rapports de déformation présents sur le DLF, il suffit de multiplier les essais en faisant varier la largeur  $W$  (Fig. 1.16(b)) de 10mm (état uniaxial) à

FIGURE 1.15 – *Dispositif d'essai développé.*

100mm (état biaxial avec  $R = 50mm$ ).



(a) Variation de l'épaisseur dans l'éprouvette

(b) Dimensions caractéristiques

FIGURE 1.16 – *Géométrie des éprouvettes.*

### 2.1.2 Critères de détection de la striction

Il reste à définir le critère qui, pour un chemin de déformation donné, permettra d'identifier un point sur la courbe limite de formage. Tous les critères de la littérature sont basés sur la détection d'une striction localisée. Ce critère est soit spatial, soit temporel. Le critère spatial est le plus utilisé, il est défini dans la norme internationale ISO 12004-2. Grâce au suivi des déformations au cours de l'essai, les critères temporels semblent prometteurs mais à ce jour aucun d'entre eux n'a encore été normalisé et leur utilisation n'est pas toujours aisée. Nous avons proposé un comparatif de certains critères [55] et nous avons également proposé un nouveau critère basé sur la détection d'un point de bifurcation lors du tracé temporel de la

déformation transverse au centre de l'éprouvette (Fig. 1.17).

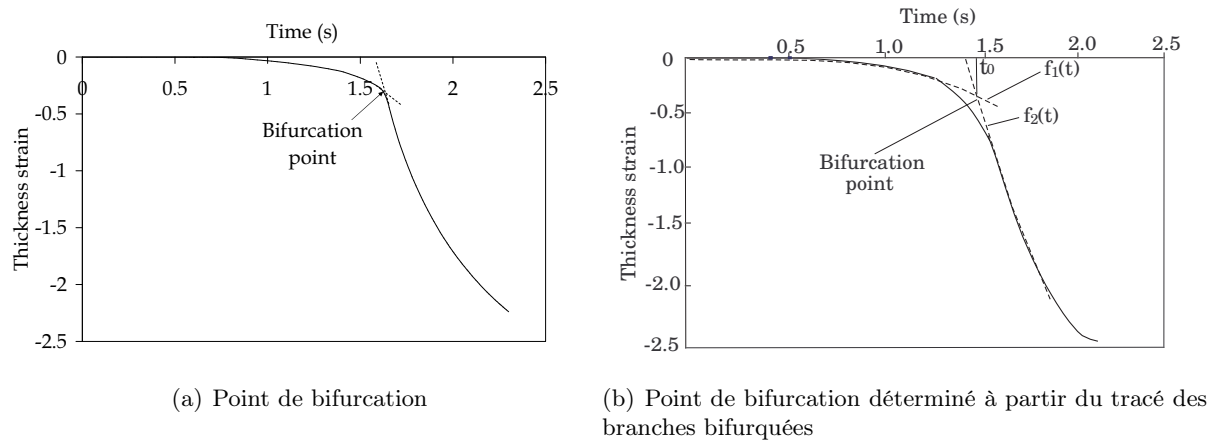


FIGURE 1.17 – Détection d'un point de bifurcation sur le tracé temporel de la déformation transverse

Ce point de bifurcation correspond à l'apparition d'une instabilité plastique dans l'épaisseur de la tôle mais il n'est malheureusement pas toujours facile à détecter (Fig. 1.17(b)). Dans ce cas, il peut être déterminé par l'intersection du tracé approché des deux branches bifurquées. Pour les configurations étudiées, un polynôme d'ordre 3 semblait suffisant pour reproduire correctement l'évolution des branches. Ce critère mérite d'être approfondi mais pour être conforme avec les standards actuels, nous avons choisi de mettre en place un critère globalement inspiré de la norme internationale. Les détails concernant l'utilisation de ce critère sont donnés dans la thèse de Xingrong Chu [13], la déformation majeure est mesurée par corrélation d'images le long d'une section longitudinale de l'éprouvette puis interpolée à partir d'un polynôme inversé d'ordre 2 juste avant la rupture de l'éprouvette. La valeur maximale de cette fonction correspond à la déformation majeure limite. Contrairement à la norme, pour la déformation mineure limite, nous avons choisi de recalculer le rapport des déformations tout au long de l'essai et de l'appliquer à la déformation majeure limite trouvée précédemment. Le critère de détection d'une déformation localisée étant choisi, des courbes limites de formage peuvent être établies pour différentes conditions.

### 2.1.3 Influence de la température et de la vitesse de déformation

Dans la littérature, il existe très peu de travaux expérimentaux concernant la caractérisation de la formabilité des tôles métalliques en température et pour différentes vitesses de déformation. Pour les alliages d'aluminium, la nuance AA5083 a notamment été testée par Naka *et al.* [40] grâce à un dispositif de type Marciniak. Cette étude a montré un effet positif de la température sur la formabilité et un effet négatif de la vitesse de déformation. Pour une vitesse de mise en forme donnée, Li et Ghosh [36] ont également mis en évidence l'effet positif de la température sur la formabilité des alliages AA5754, AA5182 et AA6111.

Les essais ont été réalisés sur un alliage d'aluminium 5086, très utilisé dans l'aéronautique et le nautique. La plage de température étudiée s'étend de l'ambient jusqu'à 200 °C. Trois

vitesses de poinçon ont été testées ( $0,1\text{mm/s}$ ,  $1\text{mm/s}$  et  $10\text{mm/s}$ ) pour des vitesses de déformation moyennes respectives de  $0,02\text{s}^{-1}$ ,  $0,2\text{s}^{-1}$  et  $2\text{s}^{-1}$ . La figure 1.18 présente les CLF expérimentales obtenues pour ces différentes conditions opératoires. Une seule vitesse est présentée à  $20^\circ\text{C}$  car ce matériau n'est pas sensible à la vitesse de déformation à cette température.

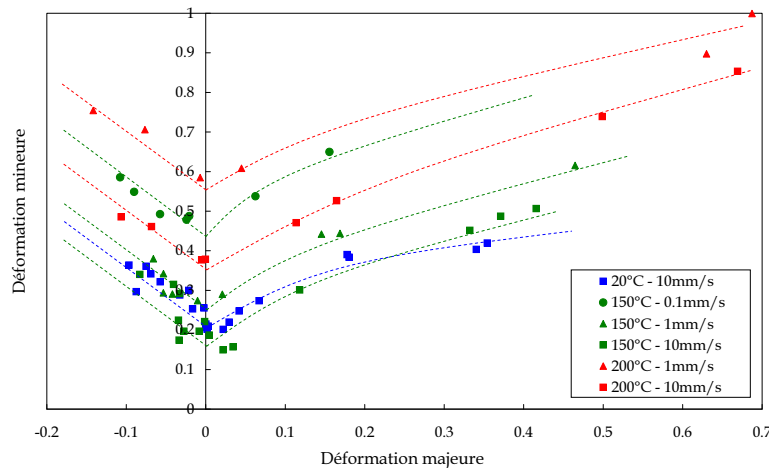


FIGURE 1.18 – CLF en fonction de la température et de la vitesse de déformation.

La température et la vitesse de déformation ont un effet considérable sur le niveau des courbes limites de formage. Pour une température donnée, par exemple  $150^\circ\text{C}$ , on peut observer un effet très négatif de la vitesse sur la formabilité car le fait de passer de  $0,1\text{mm/s}$  à  $1\text{mm/s}$  divise globalement par 2 la formabilité si on se place au niveau du  $CLF_0$  et par 3 si la vitesse passe à  $10\text{mm/s}$ . La température a un effet positif sur la formabilité puisque une augmentation de celle-ci de  $150^\circ\text{C}$  à  $200^\circ\text{C}$ , à  $1\text{mm/s}$ , multiplie globalement la formabilité par 2. La mise en forme à chaud ou mi-chaud des tôles d'alliages d'aluminium constitue donc une perspective intéressante à condition de bien maîtriser la vitesse de mise en forme. En effet, la figure 1.18 montre par exemple que la formabilité du 5086 à  $200^\circ\text{C}$  et à  $10\text{mm/s}$  est plus faible que celle à  $150^\circ\text{C}$  et à  $0,1\text{mm/s}$ . La définition des conditions optimales de formage passe donc par une évaluation précise de la formabilité du matériau considéré. C'est dans ce cadre que la mise en place d'un modèle prédictif peut s'avérer très utile compte tenu des difficultés techniques et du coût global d'une campagne de caractérisation expérimentale.

## 2.2 Prédiction des Courbes Limites de Formage

Tous les modèles analytiques présents dans la littérature sont basés sur la détection d'une instabilité plastique locale ou diffuse. Le premier modèle a été décrit en 1896 par Considère, c'est un critère global de détection de la striction diffuse qui fut ensuite généralisé à la traction biaxiale par Swift [46]. Cependant, dans les procédés industriels, les déformations limites observées sont plutôt liées à l'apparition d'une striction localisée. Pour détecter ce type de

striction, un premier modèle basé sur l'apparition d'une bande de localisation a été présenté par Hill en 1952 [21]. Compte tenu des limites de ce dernier modèle, notamment pour la zone d'expansion, Marciniak et Kuczynski [39] ont proposé un nouveau modèle en 1967. Ce modèle, communément appelé "modèle M-K", est construit à partir de la définition d'un défaut géométrique qui provoque l'apparition d'une instabilité plastique. Malgré de nombreux inconvénients, le modèle M-K est toujours très utilisé car il est facile à mettre en oeuvre. D'autres modèles ont également été développés : la théorie de la bifurcation par Stören et Rice en 1975 [45], la méthode de perturbation dans les années 1990 [48], le critère MMFC directement inspiré du modèle de Swift [22] ou encore le modèle de Ramaekers en 2000 [43]. La figure 1.19, établie dans le cadre de la thèse de Cunsheng Zhang [51], montre une grande dispersion des prédictions des principaux modèles pour un matériau donné.

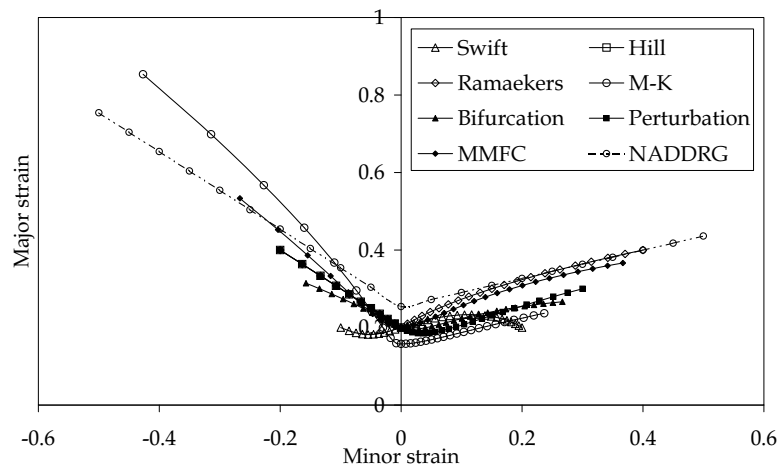


FIGURE 1.19 – Comparaison des modèles prédictifs de courbes limites de formage [51].

### 2.2.1 Modélisation EF du modèle géométrique de Marciniak et Kuczynski (M-K)

Le modèle géométrique de Marciniak et Kuczynski (M-K) [39] est basé sur la définition d'une variation locale d'épaisseur d'une plaque afin de provoquer l'apparition d'une striction localisée. Sur la tôle réelle, ce défaut pourrait correspondre à une variation effective de l'épaisseur mais également matérialiser un défaut au niveau de la microstructure du matériau. Le défaut est représenté par une bande étroite dont l'orientation est définie par rapport aux directions de sollicitation de la plaque (Fig. 1.20).

Le défaut géométrique est quantifié par le rapport  $f_0$  défini par :

$$f_0 = \frac{e_0^b}{e_0^a} \quad (1.9)$$

dans lequel  $e_0^a$  et  $e_0^b$  sont les épaisseurs initiales des zones  $a$  et  $b$  désignant respectivement les zones externes et internes au défaut. Le modèle est sollicité dans le plan suivant les directions

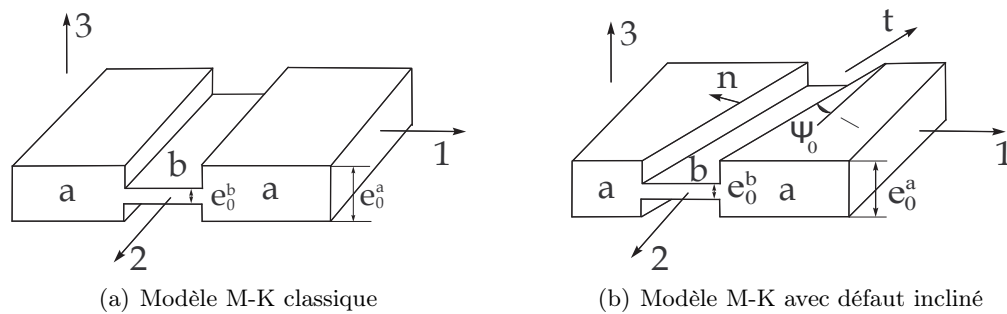


FIGURE 1.20 – Modèle géométrique de Marciniak et Kuczynski (M-K)

1 et 2 (Fig. 1.20). Un incrément de déformation est appliqué à la zone  $a$  et grâce à l'écriture des lois de comportement et des relations de continuité entre les zones  $a$  et  $b$ , l'incrément de déformation résultant dans la zone  $b$  est calculé. Lorsque le rapport des incréments de déformation équivalente dans les deux zones atteint un seuil critique, la déformation limite du matériau est supposée atteinte. Les déformations limites retenues sont les déformations de la zone homogène ( $a$ ) suivant les directions 1 et 2 et sont reportées sur le diagramme limite de formage. Le tracé complet de la courbe limite de formage est possible en faisant varier le rapport des déformations imposées dans la zone  $a$  suivant les deux directions principales. Pour la valeur du seuil critique, celle-ci est généralement comprise entre 7 et 10 mais ce choix a finalement peu d'impact sur le tracé des CLF.

Les résultats de ce modèle sont fortement influencés par deux éléments : la valeur du défaut initial et la modélisation du comportement mécanique du matériau étudié. Concernant l'influence du défaut géométrique, l'effet est similaire à celui déjà observé sur l'apparition des instabilités géométriques et plastiques dans les structures sandwich. Une augmentation de l'amplitude du défaut conduit à anticiper un peu plus l'apparition de l'instabilité plastique et donc à diminuer la valeur des déformations limites prédites. La quantification de l'influence de ce défaut a également été réalisée dans la thèse de Cunsheng Zhang [51] dans laquelle il a été montré que le passage d'un défaut de  $f_0 = 0.99$  à  $0.998$  pouvait conduire à une augmentation des déformations limites de l'ordre de 50%. La modélisation du comportement mécanique a aussi un impact considérable sur le tracé des courbes limites de formage théoriques. Pour parvenir à une résolution analytique du modèle M-K, des lois d'écroutissage simplistes de type puissance sont systématiquement utilisées même si celles-ci ne sont pas toujours représentatives du comportement réel de la tôle. Nous verrons que le choix du modèle d'écroutissage et du critère de plasticité est d'autant plus important lorsque des conditions opératoires telles que la température ou la vitesse de déformation sont considérées. L'orientation du défaut (Fig. 1.20(b)) a un effet modéré sur le tracé des courbes limites de formage.

Grâce à des hypothèses simples, un tracé quasi-analytique des courbes limites de formage est possible avec les limites déjà mentionnées concernant les lois de comportement du matériau. Le fait d'imposer des incréments de déformation ne permet pas non plus de prendre en compte les effets de la vitesse de déformation sur la formabilité du matériau. Afin de palier à certains de ces défauts, nous avons proposé une modélisation par la méthode des éléments finis (EF) du modèle géométrique M-K [54]. Comme pour le modèle théorique, le défaut géométrique est matérialisé par des épaisseurs différentes dans les zones  $a$  et  $b$  (Fig. 1.21). Un maillage hexaédrique est préféré à un maillage de type coque, ce dernier ne permettant pas

toujours une localisation des déformations pour des défauts de faible amplitude. Les différents rapports de déformations dans le plan de la tôle sont obtenus en faisant varier le rapport des déplacements  $u$  et  $v$  (Fig. 1.21(b)). Le modèle rhéologique du matériau est introduit grâce à la programmation de sous-routines UHARD ou UMAT dans le code de calcul ABAQUS, elles permettent ainsi de prendre en compte des comportements plus réalistes. Il reste donc à définir correctement le comportement du matériau pour les conditions opératoires considérées.

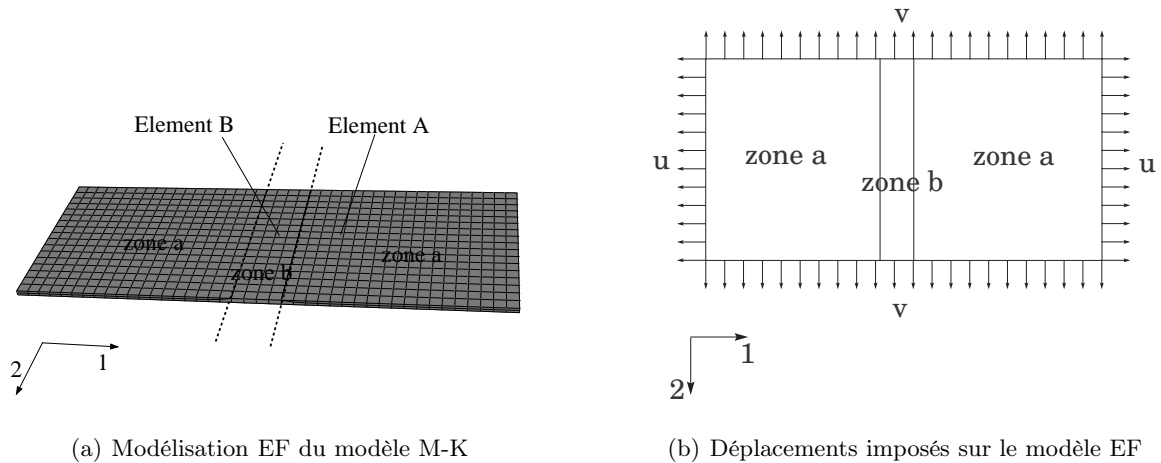


FIGURE 1.21 – Modélisation EF du modèle géométrique de Marciniak et Kuczynski [54]

### 2.2.2 Discussion sur la validité du modèle M-K en température et en vitesse

Suite à la thèse de Xingrong Chu, la validité du modèle M-K pour différentes conditions de température et de vitesse de déformation a été discutée dans deux articles ([15] et 1 article soumis). Ce travail s'appuie tout d'abord sur l'identification de plusieurs lois d'érouissage sur une plage de température s'étendant de l'ambient jusqu'à  $200^\circ\text{C}$  et pour des vitesses de déformation comprises dans la gamme des vitesses de déformations intermédiaires (de  $0.0125\text{s}^{-1}$  jusqu'à  $1.25\text{s}^{-1}$ ). L'identification a été réalisée à partir d'essais de traction uniaxiale jusqu'à un niveau de déformation équivalente n'excédant pas 20%. C'est effectivement une limitation majeure pour ce type d'essai qui ne permet pas d'atteindre des niveaux de déformations élevés, pourtant rencontrés dans les diagrammes limites de formage. Cette limitation entretient un doute quant à la pertinence de la loi d'érouissage identifiée pour des déformations supérieures à 20%. Ce point sera abordé par la suite lors de la mise en oeuvre d'une nouvelle procédure d'identification à partir d'un essai de traction biaxiale et dont l'objectif est principalement d'améliorer la précision des lois identifiées pour les grandes déformations. La figure 1.22 présente quelques résultats de cette campagne d'identification, illustrée ici pour deux vitesses et trois températures différentes.

Trois familles de lois d'érouissage ont été proposées et identifiées : de type puissance (Ludwick - Eq. 1.10), de type saturante (Voce - Eq. 1.11) et de type mixte (H-V - Eq. 1.12). L'influence de la température et de la vitesse de déformation pour l'écriture des lois a été établie en observant l'effet de chaque paramètre pour chaque condition.

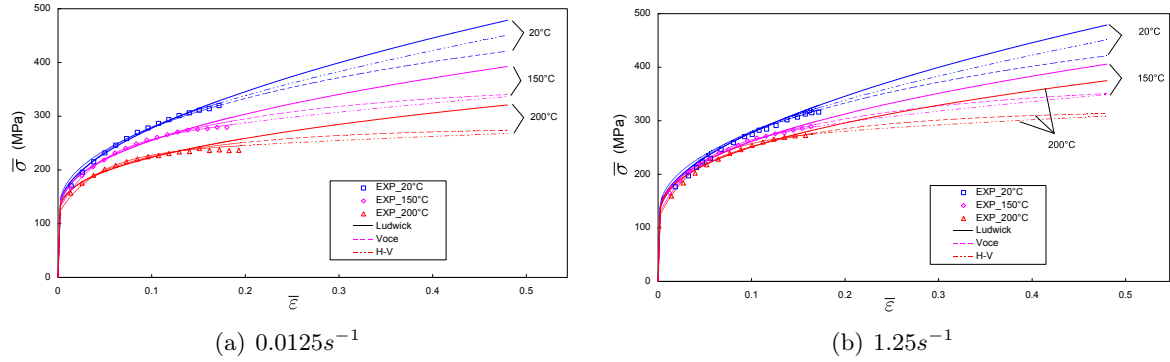


FIGURE 1.22 – Comparaison des lois d'écrouissage identifiées (AA5086)

$$\bar{\sigma} = \sigma_0(T) + (K_0 - K_1 T) \bar{\varepsilon}_p^{(n_0 - n_1 T)} \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{m_0 \exp(m_1 T)} \quad (1.10)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0(T) + K_3 \exp(-K_4 T) \sqrt{1 - \exp(-K_5 \exp(K_6 T) \bar{\varepsilon}_p)} \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{m_2 \exp(m_3 T)} \quad (1.11)$$

$$\begin{cases} \bar{\sigma} = \sigma_0(T) + (\alpha(T) f_H + (1 - \alpha(T)) f_V) \dot{\bar{\varepsilon}}_p^{m_4 \exp(m_5 T)} \\ \alpha(T) = \alpha_1 - \alpha_2 (T - T_0) \\ f_H = K_7 \bar{\varepsilon}_p^{n_2} \\ f_V = K_8 (1 - \exp(-K_9 \bar{\varepsilon}_p)) \end{cases} \quad (1.12)$$

$\bar{\varepsilon}_p$  et  $\dot{\bar{\varepsilon}}_p$  correspondent respectivement à la déformation plastique équivalente et à la vitesse de déformation plastique équivalente.  $K_i$  ( $i = 0..9$ ),  $n_i$  ( $i = 0..2$ ) et  $m_i$  ( $i = 0..5$ ) sont des constantes du matériau à identifier.  $\sigma_0(T)$  est la limite élastique du matériau dont la dépendance avec la température a été établie par l'expression 1.13.

$$\sigma_0(T) = \sigma_0 \left( 1 - \frac{T}{T_m} \exp \left( Q \left( 1 - \frac{T}{T_m} \right) \right) \right) \quad (1.13)$$

Les valeurs des différents paramètres identifiés sont disponibles dans [14]. La figure 1.22 montre que les trois lois identifiées donnent une description acceptable de l'écrouissage sur la plage des déformations expérimentales. L'effet couplé de la température et de la vitesse de déformation est clairement visible sur le niveau de contrainte atteint. Néanmoins, pour des déformations supérieures à 20%, l'essai conventionnel de traction uniaxiale ne permet pas d'extrapoler précisément l'écrouissage qui dépend alors de la nature mathématique de la loi proposée et des paramètres identifiés. La discussion concernant l'aptitude du modèle M-K à prédire des CLF en fonction de la température et de la vitesse de déformation s'est principalement orientée vers une quantification de l'effet du modèle thermo-viscoplastique introduit et de la valeur du défaut géométrique associé. Très récemment, Khan et Baig [25] ont proposé un modèle prédictif basé sur le modèle M-K mais sans aucune validation expérimentale ni précisions concernant le choix du défaut géométrique.

Dans la plupart des études portant sur l'utilisation du modèle M-K pour prédire des CLF, le choix de la valeur du défaut géométrique reste très peu argumenté. Une valeur de 0.996 pour  $f_0$  est assez largement adoptée [5] même si celle-ci n'est pas réellement justifiée. L'utilisation



de cette valeur de défaut, couplée au modèle d'écouissage de Ludwick (Eq. 1.10), conduit aux résultats de la figure 1.23 pour une vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ .

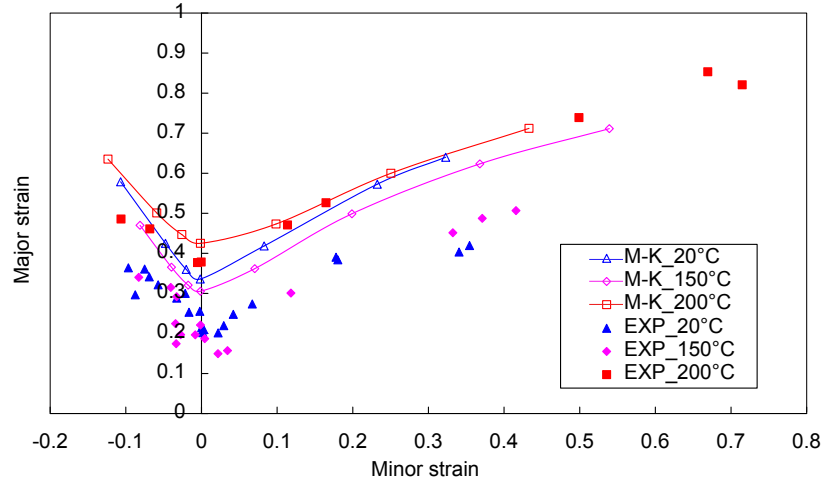


FIGURE 1.23 –  $CLF$  prédites à partir du modèle d'écouissage de Ludwick ( $f_0 = 0.996$ ) et pour une vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ .

Comme le montre la figure 1.23, l'effet positif de la température sur la formabilité est prédit par le modèle mais les prévisions sont assez loin des résultats expérimentaux, notamment à température ambiante. Il est donc nécessaire d'ajuster la valeur du défaut géométrique afin d'améliorer la corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques. La procédure de calibrage du modèle M-K avec le défaut géométrique a été explicitée dans [15]. Le caractère critique du point en déformation plane  $CLF_0$  (Fig. 1.12) nous a conduit à l'utiliser dans une boucle d'optimisation visant à réduire l'écart entre les valeurs  $CLF_0$  prédite et expérimentale par l'ajustement de la valeur du défaut. Un seul point expérimental est alors nécessaire pour calibrer le modèle M-K et tracer la  $CLF$  complète. Il reste à savoir si la valeur du défaut trouvée est valable pour un matériau quelles que soient les conditions opératoires ou si une calibration est indispensable pour chaque condition de température et de vitesse de déformation. Dans ce dernier cas, le caractère prédictif du modèle serait limité puisqu'un essai serait systématiquement nécessaire pour chaque condition étudiée. La figure 1.24 apporte un premier élément de réponse, elle montre que trois valeurs différentes de défaut ont été trouvées à  $20^\circ C$  ( $f_0 = 0.95$ ),  $150^\circ C$  ( $f_0 = 0.97$ ) et  $200^\circ C$  ( $f_0 = 0.993$ ) pour une vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ . Pour chacun de ces trois défauts, l'évolution de  $CLF_0$  est assez éloignée de la caractérisation expérimentale même si globalement, nous retrouvons la même tendance avec une formabilité relativement constante jusqu'à  $150^\circ C$ .

Une fois calibré, le modèle permet la construction de  $CLF$  assez proches des résultats expérimentaux comme le montre la figure 1.25 avec le modèle d'écouissage de Ludwick. La valeur du défaut géométrique dépend également du modèle de comportement introduit pour le matériau. La figure 1.26 présente le tracé de  $CLF$  à  $2s^{-1}$  pour les deux autres modèles d'écouissage : Voce (Fig. 1.26(a)) et H-V (Fig. 1.26(b)). Le calibrage conduit à des valeurs différentes de  $f_0$  pour ces deux modèles ( $f_0 = 0.991$  pour Voce et  $f_0 = 0.975$  pour H-V, à température ambiante). Une fois calibré, le modèle donne des tracés de  $CLF$  légèrement différents suivant le modèle d'écouissage choisi. De plus, les modèles de Voce et H-V ne

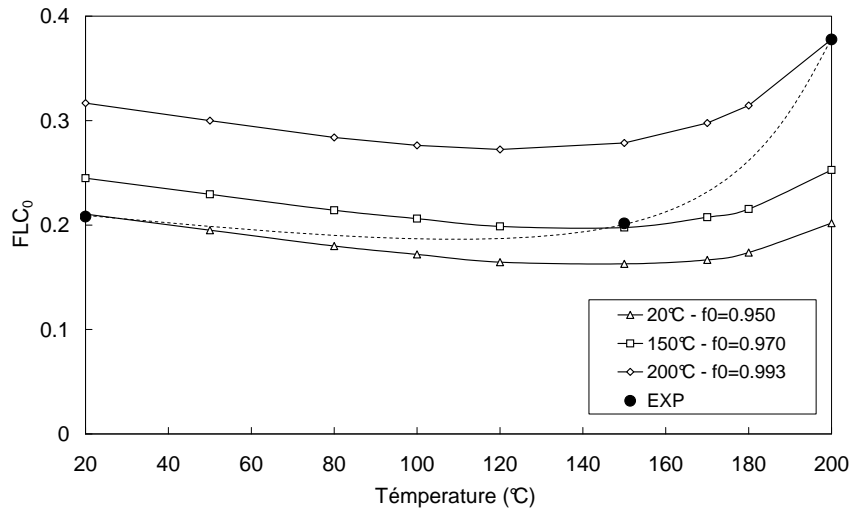


FIGURE 1.24 – Evolution des  $CLF_0$  pour une calibration effectuée à trois températures différentes (vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ ).

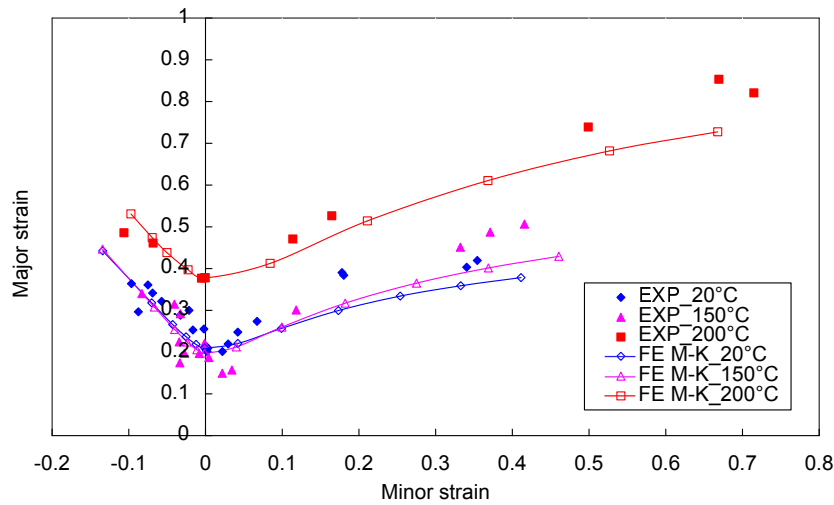


FIGURE 1.25 –  $CLF$  obtenues par le modèle M-K (écrouissage de type Ludwick) après calibrage et pour une vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ .

permettent pas le tracé de  $CLF$  précises pour les hautes températures et les faibles vitesses de mise en forme. L'utilisation d'un critère de plasticité anisotrope, non présentée ici, a également un impact sur ces tracés et accentue dans certains cas les écarts déjà observés entre les différentes lois d'écrouissage.

En conclusion, le caractère prédictif du modèle M-K reste assez limité puisque le tracé d'une  $CLF$  complète nécessite obligatoirement des données expérimentales pour calibrer le modèle. Néanmoins, un seul point expérimental est suffisant pour la calibration, pour une

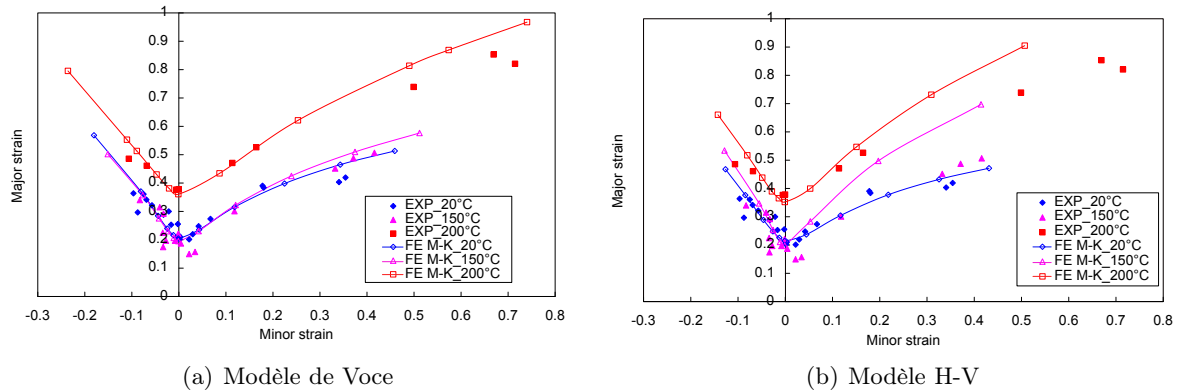


FIGURE 1.26 –  $CLF$  obtenues par le modèle M-K après calibrage et pour une vitesse de déformation de  $2s^{-1}$ .

condition donnée. Le choix de la loi de comportement introduite dans le modèle a un impact sur le tracé des  $CLF$  et sur la valeur du défaut géométrique. Mais quelle que soit la loi choisie, celle-ci ne permet pas un tracé fiable de  $CLF$  pour une valeur unique du défaut géométrique. Pour améliorer le caractère prédictif du modèle M-K, il conviendrait de limiter la phase de calibrage en améliorant la description du défaut géométrique. En effet, pour décrire les effets des conditions opératoires sur la microstructure notamment, il pourrait être judicieux d'écrire  $f_0$  en fonction de la température et de la vitesse de déformation afin d'anticiper son évolution et limiter ainsi le nombre d'essais nécessaires pour le calibrage.

Cette dernière voie est en cours d'exploration, une nouvelle base expérimentale va être construite pour plusieurs nuances d'alliages d'aluminium en se focalisant sur la détermination du  $CLF_0$  sur une large plage de température et de vitesse de déformation. Ce projet, conduit avec la School of Mechanical, Electrical and Information Engineering de l'Université de Shandong (Chine) a reçu un soutien financier de la part de la National Natural Science Foundation of China (N° 51405266). La prédiction de  $CLF$  en utilisant directement la simulation de l'essai de Marciniak est également à l'étude et a récemment fait l'objet d'une publication [52], suite à une collaboration avec la School of Materials Science and Engineering de l'Université de Shandong (Chine).

## 2.3 Détermination de la formabilité à partir d'un essai de traction biaxiale

Tous les dispositifs de caractérisation expérimentale des courbes limites de formage consistent en l'emboutissage d'échantillons de tôles de différentes formes afin de couvrir une large plage d'états de déformation. Outre la nécessité de tester différentes formes d'éprouvettes, la non maîtrise de la forme des chemins de déformation constitue le principal inconvénient de ces dispositifs. Pour ce dernier point, c'est la forme du poinçon et de l'éprouvette qui définissent le rapport des déformations dans le plan de la tôle. Ce rapport reste constant tout au long de l'essai. Dans cette configuration, seuls des chemins linéaires peuvent être testés alors que la non-linéarité des chemins, observée sur des pièces industrielles, a un impact considérable sur la forme et le niveau des  $CLF$ . Ce constat nous a conduit à proposer un dispositif original basé sur la traction biaxiale d'éprouvettes cruciformes. Le principal avantage

de cette forme d'éprouvette est que le chemin de déformation dans la zone d'apparition de la striction (au centre) est directement piloté par les déplacements imposés sur chaque branche de l'éprouvette. Ainsi, en imposant des rapports de déplacement constants ou non, des diagrammes limites de formage plus réalistes peuvent être établis. Une géométrie d'éprouvette unique permet donc d'atteindre un état de déformation donné et sans frottement. La modélisation par éléments finis de l'essai de traction biaxiale s'avère également être une alternative intéressante au modèle prédictif M-K puisque des courbes limites de formage peuvent être tracées sans définir de défaut géométrique. L'étape de calibration, évoquée précédemment, n'est plus nécessaire pour ce nouveau modèle prédictif.

### 2.3.1 Définition de l'éprouvette cruciforme

La principale difficulté liée au développement de cette nouvelle procédure de caractérisation des CLF réside dans la définition de la géométrie de l'éprouvette cruciforme. Les éprouvettes cruciformes sont généralement utilisées pour identifier des critères de plasticité mais il n'existe pas de forme standard et de nombreuses géométries sont disponibles dans la littérature [20]. Pour piloter le chemin de déformation à l'aide des déplacements imposés au niveau des bras, l'apparition d'une instabilité plastique puis de la rupture doivent être observées au centre de l'éprouvette. Le processus de définition et d'optimisation de l'éprouvette a été explicité dans la thèse d'Ibrahim Zidane [59] et dans un article publié dans *Measurement Science and Technology* [60]. Plusieurs formes d'éprouvette ont été testées, quelques exemples sont visibles sur la figure 1.27.

Parmi les formes de la figure 1.27, seule la forme 2 permet d'observer une concentration des déformations dans la zone centrale de l'éprouvette. Ceci est possible grâce à une réduction de l'épaisseur dans la zone centrale et grâce à la présence de rainures dans les bras qui limitent les concentrations de contraintes et les risques de rupture au niveau des rayons de raccordement des bras. La forme 2 a finalement été retenue puis optimisée pour parvenir à la géométrie de la figure 1.28. Cette forme optimisée présente une variation progressive de l'épaisseur dans la zone centrale et permet, quel que soit le chemin de déformation, le développement d'une striction et l'apparition de la rupture au centre de l'éprouvette.

### 2.3.2 Banc d'essai de traction biaxiale

Depuis une trentaine d'années, beaucoup de dispositifs expérimentaux de traction biaxiale appliqués à la caractérisation des tôles métalliques ont vu le jour. Ces dispositifs sont classés en deux grandes familles. Pour la première, un dispositif est monté sur une machine de traction-compression uniaxiale conventionnelle et un vérin unique permet d'établir une sollicitation multiaxiale grâce à la cinématique du montage. Ce type de dispositif limite les rapports de déformation applicables sur les éprouvettes testées. Dans la deuxième famille, plusieurs vérins sont présents et la modification de la consigne de déplacement de chaque vérin autorise le balayage d'un large spectre de rapports de biaxialité ([38], [27], [44]).

Le moyen d'essai que nous avons choisi est un dispositif à quatre vérins dynamiques (Fig. 1.29). L'objectif final est d'explorer le comportement limite des tôles métalliques dans une gamme de vitesse de déformation qui couvre celle des procédés de mise en forme. Le banc d'essai est équipé de quatre vérins hydrauliques de capacité  $50kN$  avec une vitesse de sortie maximale de la tige de  $2m.s^{-1}$ . L'architecture horizontale du banc permet le positionnement d'une caméra au centre du dispositif, face à la zone centrale de l'éprouvette (Fig. 1.29), pour

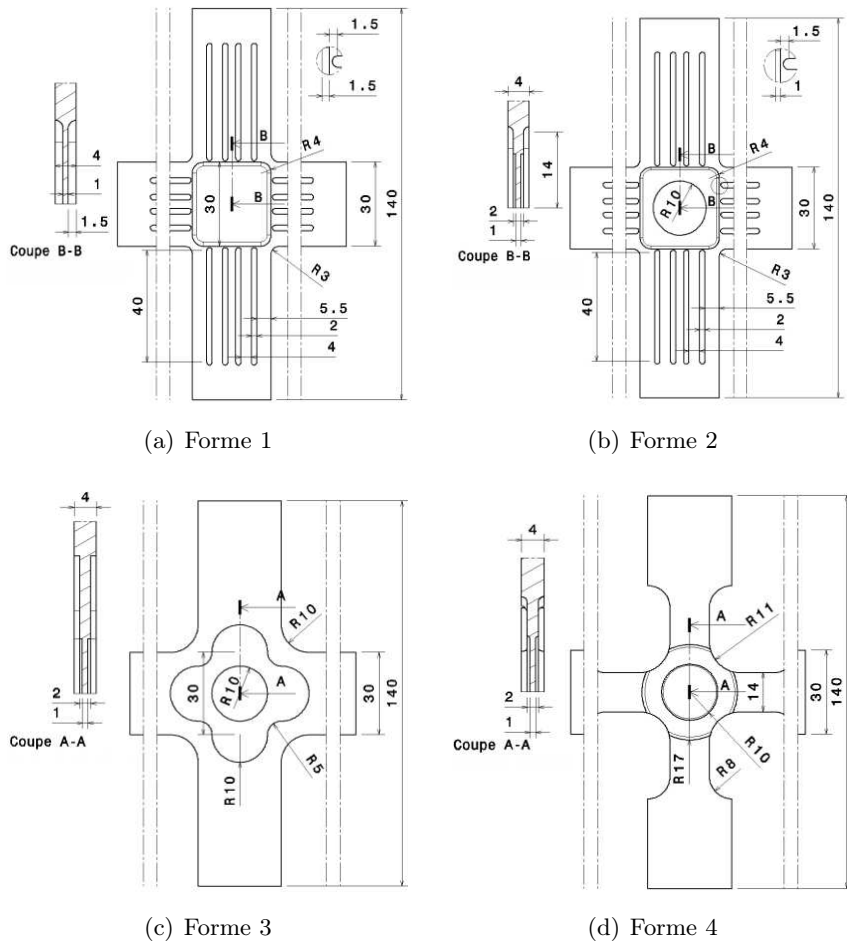


FIGURE 1.27 – Exemples de géométries d'éprouvette cruciforme testées.

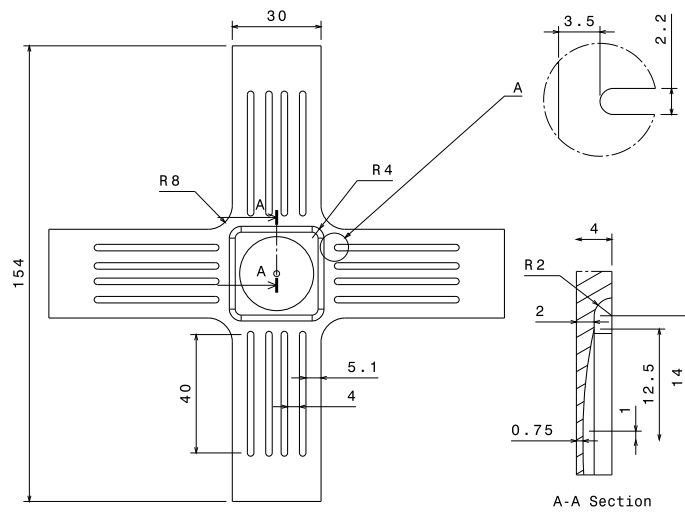


FIGURE 1.28 – Géométrie de l'éprouvette optimisée.

la mesure des déformations par corrélation d'images. Lors de la réalisation d'essais quasi-statiques, les consignes de vitesse sont respectées grâce à un asservissement des servovalves en boucle fermée. Pour les essais dynamiques (vitesses supérieures à  $0,1m.s^{-1}$ ), l'opération est plus délicate car le rafraîchissement de la boucle d'asservissement et le temps de réponse des servovalves ne permettent pas un pilotage en boucle fermée. Dans cette configuration, l'essai est réalisé en boucle ouverte et toute la difficulté réside dans la recherche d'une synchronisation parfaite des vérins afin que la position du point central de l'éprouvette cruciforme reste fixe durant l'essai. La prise en compte de nombreuses contraintes mécaniques, électroniques et hydrauliques a permis le développement d'un banc relativement performant avec une chute de vitesse inférieure à 10% au cours d'un essai dynamique et un défaut de synchronisation inférieur à  $0,5mm$  pour chaque vérin. La mesure d'effort sur chaque axe est effectuée par un capteur à jauges de déformation monté en pont complet sur un élément d'amarrage.

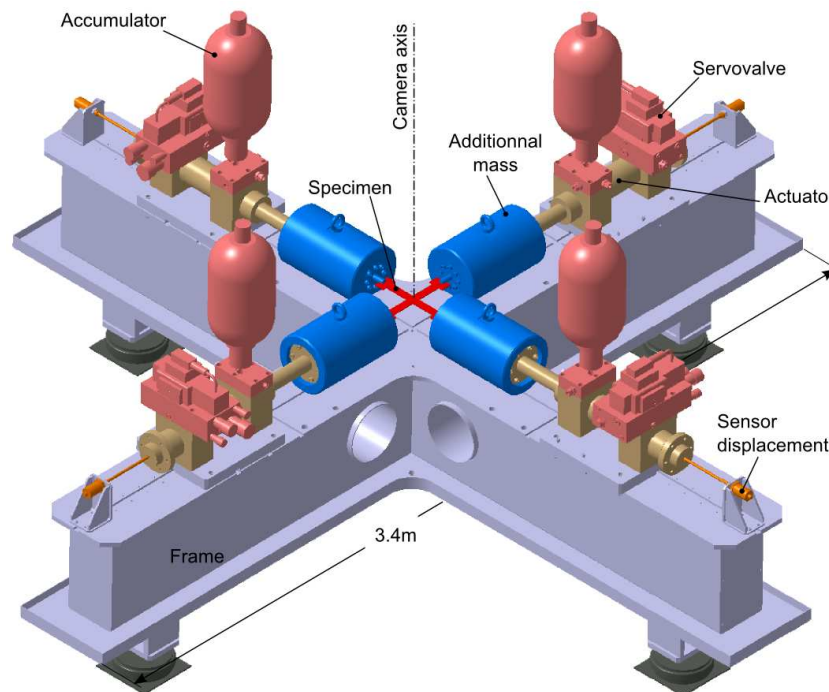


FIGURE 1.29 – *Dispositif de traction biaxiale.*

### 2.3.3 Caractérisation expérimentale

Dans un premier temps, une vitesse constante est appliquée sur chaque axe de l'éprouvette. Pour couvrir l'ensemble du diagramme limite de formage, différents rapports de vitesse sont appliqués. Les rapports sont compris entre 1 (vitesse identique sur les deux axes de l'éprouvette) et la valeur extrême pour laquelle l'un des deux axes est laissé libre. Comme pour l'essai de Marciniak, la principale difficulté pour construire une courbe limite de formage réside dans la définition d'un critère d'apparition des limites de formabilité. Le caractère original de l'essai accentue d'autant plus cette difficulté. Pour l'essai de Marciniak, nous avons choisi de mettre en oeuvre un critère spatial afin de respecter au mieux la norme. Dans un premier temps, la simplicité et le niveau de reproductibilité d'un critère temporel nous ont conduit

à l'utiliser pour ce nouveau dispositif. Lorsqu'une instabilité plastique apparaît au centre de l'éprouvette (zone 1 sur la figure 1.30), les déformations augmentent brusquement alors que celles des zones adjacentes (zone 2) sont stables. Ainsi, lorsque le rapport des incréments de déformation équivalente des deux zones atteint une valeur critique, on suppose que la limite de formabilité du matériau est atteinte. La valeur critique du rapport a été calibrée [60] et correspond globalement à la valeur déjà utilisée pour le modèle M-K. La déformation majeure de la zone 1 à cet instant et la déformation mineure associée sont reportées sur le diagramme limite de formage.

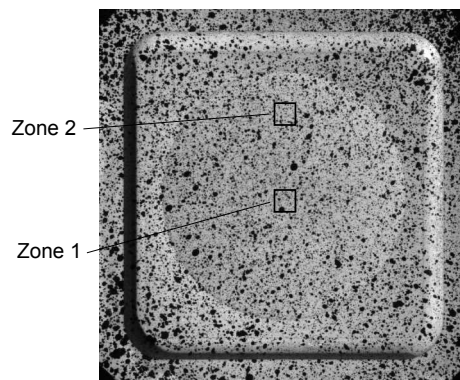


FIGURE 1.30 – Zones suivies sur l'éprouvette cruciforme.

Les points limites expérimentaux pour l'alliage d'aluminium AA5086 et pour différents chemins de déformation sont visibles sur la figure 1.31. Nous retrouvons la forme caractéristique des CLF tracées avec les dispositifs conventionnels, avec une assez bonne répétabilité des résultats. Les deux exemples de rupture d'éprouvette, sous sollicitation uniaxiale et equibiaxiale, démontrent toute l'efficacité de la forme optimisée qui provoque une rupture systématique au centre. Le tracé des chemins montre une évolution quasi-linéaire lorsque des vitesses constantes sont appliquées sur chaque axe de l'éprouvette. La comparaison de ces résultats avec ceux obtenus à partir du dispositif de Marciniak [35] a notamment montré que les limites de formabilité étaient relativement proches pour les deux types d'essai dans la zone critique du  $CLF_0$ . L'essai de traction biaxiale est donc prometteur, il nous permettra notamment de donner des résultats originaux quant à l'influence des chemins de déformation sur la formabilité, comme nous le verrons un peu plus loin.

### 2.3.4 Validation d'un modèle prédictif

Nous avons vu précédemment qu'il était difficile de mettre en oeuvre le modèle prédictif M-K avec une phase de calibrage indispensable quel que soit le matériau testé et quelles que soient les conditions opératoires considérées. Nous avons donc cherché à définir un nouveau modèle prédictif, inspiré de la forme de l'éprouvette cruciforme déjà optimisée. Ce modèle s'appuie sur une modélisation par éléments finis de la forme centrale de l'éprouvette. Compte tenu des propriétés de symétrie de l'éprouvette, seul un quart de l'éprouvette est modélisé (Fig. 1.32). Un maillage tétraédrique est adopté avec différents niveaux de raffinement dans la zone centrale et les zones critiques (rayons, extrémités de rainures) après une étude de sensibilité des résultats au maillage.

Le critère temporel déjà défini pour le tracé expérimental des CLF avec l'éprouvette cruci-

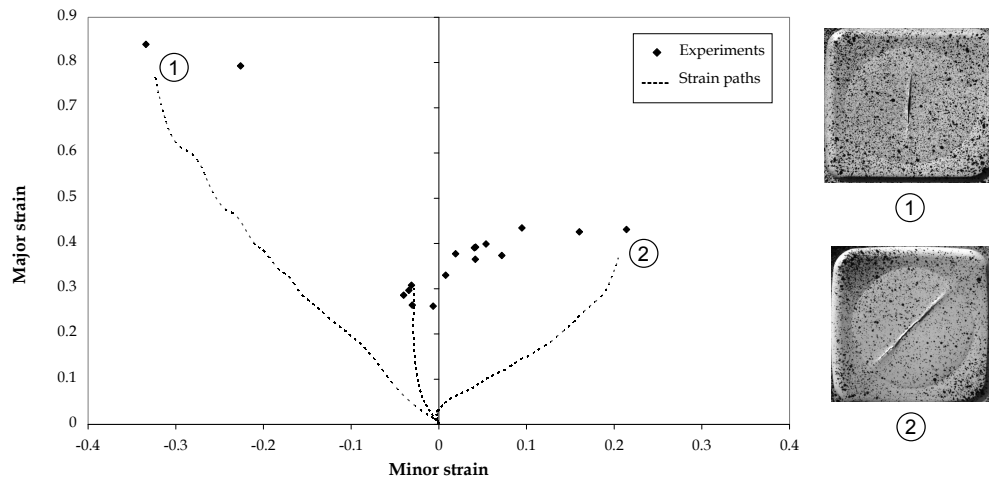


FIGURE 1.31 – Points limites expérimentaux (AA5086) et exemples de rupture au centre de l'éprouvette.

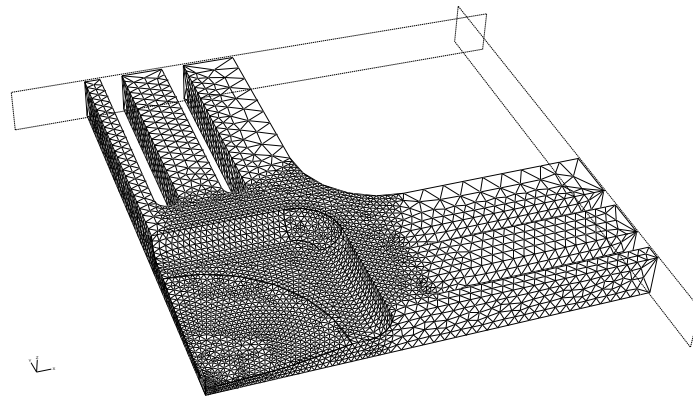


FIGURE 1.32 – Maillage de la forme cruciforme.

forme est également appliqué au modèle EF. Une localisation des déformations apparaît dans la zone centrale de la forme cruciforme du modèle numérique, évitant ainsi la définition d'un défaut d'épaisseur pour provoquer l'apparition d'une instabilité plastique. Une comparaison directe est alors possible entre les résultats expérimentaux et ceux du modèle prédictif puisque l'éprouvette et le critère de détection des limites de formabilité sont strictement identiques. Ce point nous semble important pour valider et fiabiliser le modèle proposé.

Comme pour le modèle EF M-K, les lois de comportements de la tôle peuvent être introduites via les sous-routines UHARD ou UMAT (code ABAQUS). Afin d'évaluer la sensibilité du modèle prédictif vis-à-vis de ces lois, nous avons tracé des courbes limites de formage pour trois lois d'érouissage différentes, associées à un critère de plasticité isotrope ou anisotrope [35]. Les lois d'érouissage ont été identifiées à partir d'un essai de traction uniaxiale avec un comportement relativement divergeant au delà de 20%, comme évoqué pour les identifications en température et en vitesse de déformation sur le même alliage. Les trois lois identifiées sont : une loi puissance classique (**L**) de type Ludwick (Eq. 1.14), une loi saturante (**V2**) de type Voce (Eq. 1.15) et une loi additive intermédiaire (**V1**) composée d'un terme saturant et d'un terme linéaire (Eq. 1.16).



$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + K\bar{\varepsilon}_p^n \quad (1.14)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + Q\sqrt{1 - e^{-B\bar{\varepsilon}_p}} \quad (1.15)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + Q(1 - e^{-B\bar{\varepsilon}_p}) + H\bar{\varepsilon}_p \quad (1.16)$$

En appliquant différents rapports de déplacements suivant les deux directions perpendiculaires, les différentes courbes limites de formage prédites sont données par la figure 1.33. Une première évaluation de l'impact du critère de plasticité est visible en considérant le critère isotrope de von Mises et le critère anisotrope classique Hill48.

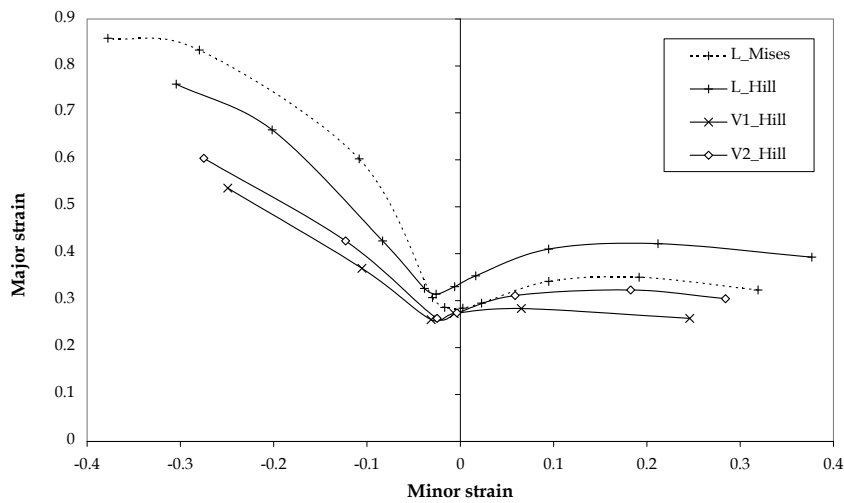


FIGURE 1.33 – Influence de la loi d'érouissage et du critère de plasticité sur les CLF prédites.

Comme on peut le voir sur la figure 1.33, les deux lois (**V1**) et (**V2**) associées au critère de plasticité Hill48 donnent des courbes limites de formage très conservatives par rapport à la loi puissance de Ludwick (**L**) associée elle aussi au même critère de plasticité. Cette différence de prédiction entre des lois d'érouissage de type puissance et des lois plutôt saturantes avait également été mise en évidence par Abedrabbo *et al.* [1] à partir de tracés numériques basés sur le modèle M-K. L'effet du critère de plasticité a uniquement été étudié avec la loi d'érouissage de Ludwick (Fig. 1.33), un comportement très différent est observé dans la zone gauche (déformation mineure négative) et la zone droite (déformation mineure positive) du diagramme limite de formage. Pour la zone gauche, le critère Hill48 donne une CLF plus basse que celle prédite par le critère de von Mises alors que pour la zone droite, un comportement inverse est observé. Encore une fois, ces différents résultats mettent en évidence le rôle prépondérant du modèle rhéologique introduit mais ils nous confortent quant à l'utilisation de ce nouveau modèle prédictif puisque des CLF complètes ont pu être tracées.

La figure 1.34 montre une comparaison entre les CLF numériques obtenues à partir de la loi d'érouissage de Ludwick (critère de plasticité isotrope ou anisotrope) et les points limites expérimentaux. La corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques est plutôt bonne dans la zone droite, plus spécialement lorsque le critère Hill48 est utilisé. Pour la zone de rétreint (partie gauche), la corrélation semble meilleure avec le critère isotrope. Le

choix d'un critère de plasticité plus adapté pourrait encore améliorer la précision du modèle prédictif.

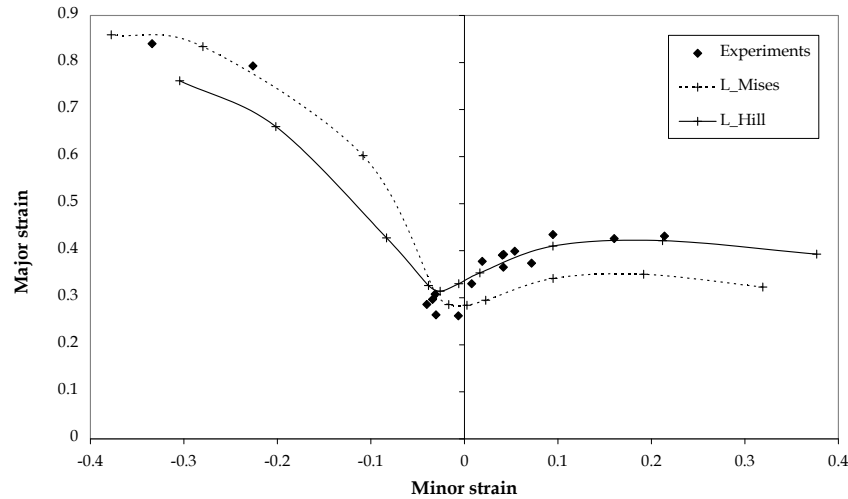


FIGURE 1.34 – *Comparaison des CLF numériques avec les déformations limites expérimentales.*

Pour des conditions opératoires identiques, la comparaison des CLF expérimentales obtenues avec les dispositifs de Marciniak et de traction biaxiale (Fig. 1.35) montre des résultats relativement proches pour la zone d'expansion (zone droite du DLF) et un écart plus marqué pour la partie gauche.

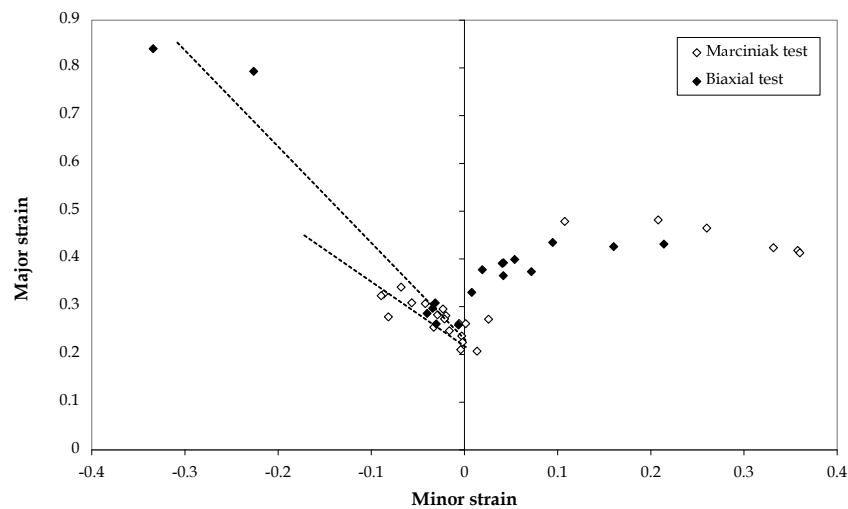


FIGURE 1.35 – *Comparaison des points limites expérimentaux obtenus à partir des essais de Marciniak et de traction biaxiale.*

Les résultats du modèle numérique mettent aussi en évidence des limites de formabilité beaucoup plus élevées pour la zone de rétreint (Fig. 1.34) par rapport à celles du dispositif de Marciniak, mais également par rapport à celles du modèle M-K. Pour l'éprouvette cruciforme, il existe donc un mécanisme qui stabilise l'évolution de la déformation et qui retarde l'apparition d'une instabilité plastique dans le cas d'un état de contrainte uniaxial. La figure

1.36 présente les éprouvettes et les déplacements imposés pour le cas particulier d'un chemin de déformation suivi dans la zone de rétreint, pour le test de Marciniak (a) et pour la forme cruciforme (b).

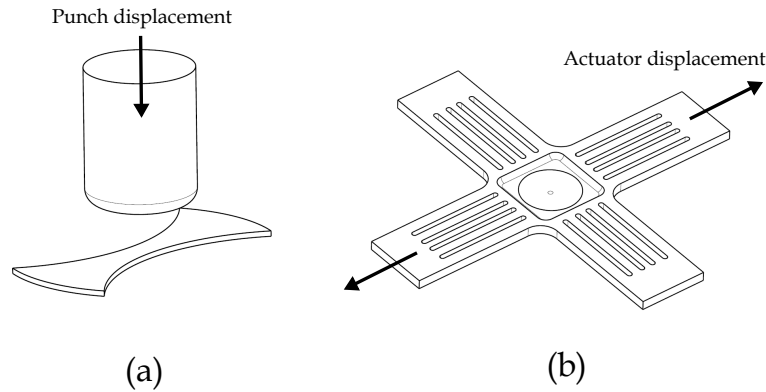


FIGURE 1.36 – Éprouvettes et déplacements imposés dans le cas d'un chemin de déformation en rétreint, pour le test de Marciniak (a) et la forme cruciforme (b).

Lors d'un essai de traction uniaxiale ou pour une éprouvette de Marciniak très étroite (Fig. 1.36-(a)), l'apparition d'une striction localisée est précédée d'une striction diffuse caractérisée par une contraction suivant les deux directions perpendiculaires à l'axe de traction. La taille de la zone de striction diffuse suivant l'axe de traction correspond globalement à la largeur de l'éprouvette. La striction diffuse est suivie d'une striction localisée sur une bande étroite dont l'ordre de grandeur de la largeur est plutôt celui de l'épaisseur de la tôle. À cet instant, la déformation suivant la bande de striction est constante et la déformation suivant l'épaisseur de la tôle est directement liée à la déformation imposée par la traction de l'éprouvette. Ce phénomène est bien visible si on trace l'évolution de la déformation majeure et de la déformation mineure en fonction du déplacement imposé (Fig. 1.37).

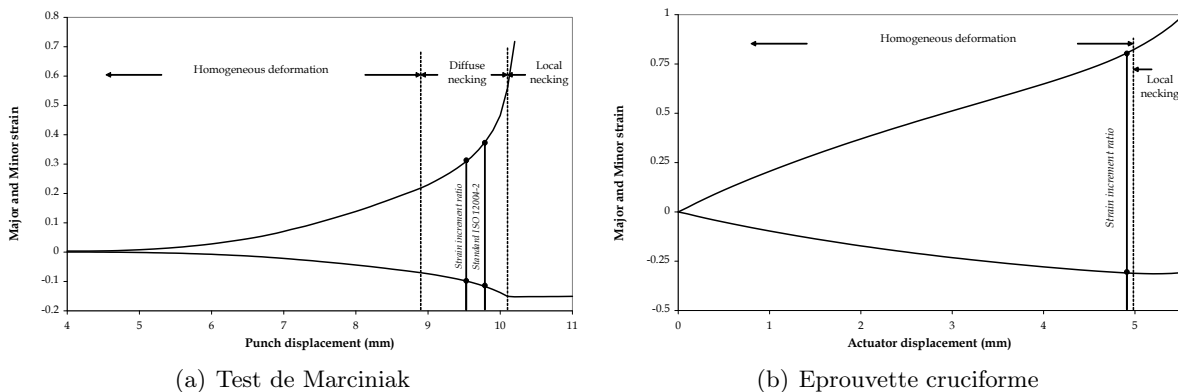


FIGURE 1.37 – Évolution des déformations majeures et mineures pour un chemin de déformation en rétreint.

Pour l'essai de Marciniak (Fig. 1.37(a)), l'apparition de la striction localisée est très claire (déformation mineure constante), elle est précédée d'une striction diffuse caractérisée par une augmentation de la vitesse de déformation. Les critères classiques anticipent l'apparition de la striction localisée et donnent des résultats plutôt conservatifs car ils sont déclenchés dans

la zone de striction diffuse. Pour l'éprouvette cruciforme, l'évolution des déformations dans la zone centrale est très stable (Fig. 1.37(b)), la zone de striction diffuse n'est pas observée et le critère de détection d'apparition de la striction est déclenchée par le développement de la striction localisée. Les mécanismes d'apparition de la striction sont donc différents pour les deux types d'essais. La stabilisation des déformations pour le cas de l'éprouvette cruciforme repousse les limites de formabilité alors que le développement d'une striction localisée pour des éprouvettes étroites est certainement précipité par la striction diffuse. La discussion concernant le choix du dispositif d'essai le plus représentatif des cas industriels reste très ouverte mais on peut néanmoins se poser des questions concernant l'utilisation d'éprouvettes conventionnelles étroites pour représenter un état de traction uniaxiale sur une géométrie de pièce complexe. Le caractère très conservatif des courbes limites de formage conventionnelles a également été mis en évidence par des études récentes chez ArcelorMittal [16] pour certaines applications industrielles. L'utilisation de la forme cruciforme paraît être une alternative intéressante aux dispositifs classiques et pourrait apporter des éléments nouveaux quant à la précision des CLF.

### 2.3.5 Influence des chemins de déformation

La nécessité de prendre en compte l'effet des chemins de déformation sur la formabilité n'est plus à démontrer. On trouve dans la littérature de nombreuses études, essentiellement analytiques, sur le sujet. Ces travaux sont majoritairement basés sur l'utilisation du modèle M-K et concernent l'étude de l'impact de chemins de déformation bilinéaires [50]. Très récemment, la prise en compte d'un double changement de chemin de déformation [12] a montré tout l'intérêt d'inclure des chemins de déformation encore plus variables. Si les approches sur le sujet sont quasi-exclusivement analytiques, ceci s'explique par l'extrême difficulté à obtenir des résultats expérimentaux. En effet, les moyens de caractérisation conventionnels (Marciniak ou Nakajima) ne permettent pas de piloter le chemin de déformation, si bien qu'une procédure en deux étapes doit être adoptée. La première étape consiste à pré-déformer une tôle à l'aide d'un essai de traction uniaxiale (pré-déformation en uniaxial ou en déformation plane pour une éprouvette assez large) ou à l'aide d'un essai de gonflement (pré-déformation équi-biaxiale). Cette tôle est ensuite utilisée pour extraire les formes d'éprouvettes conventionnelles et tracer une courbe limite de formage complète selon la méthode conventionnelle. La procédure est complexe, surtout pour l'application d'une pré-déformation en équi-biaxial car à l'issue de la première étape, la tôle n'est plus plane. De plus, la phase de déchargement après la première phase semble également avoir un impact sur les niveaux de formabilité atteints. Ce point a été soulevé par le travail analytique de Kuroda et Tvergaard [26] qui a montré que l'absence de déchargement entre les deux phases pouvait conduire à l'apparition d'une striction prématurée. Ce résultat très intéressant n'a jamais été validé puisque le déchargement est systématique dans les procédures expérimentales actuelles. Le suivi d'un chemin de déformation complexe, continûment variable et représentatif du procédé réel, n'est bien sûr pas envisageable par les approches conventionnelles.

Comme nous l'avons déjà vu, c'est le contrôle des déplacements des quatre vérins du dispositif de traction biaxiale qui permet de piloter le chemin de déformation dans la zone de striction de l'éprouvette cruciforme, indépendamment de sa forme. Tous les types de chemins de déformation peuvent donc être étudiés avec ce dispositif, lors d'un essai unique, sans déchargement. Le suivi des déformations est alors continu en tout point de la zone étudiée. Cette nouvelle approche est en cours de développement mais elle a déjà fait l'objet d'une publication

dans une revue internationale [33] et d'une communication dans un congrès international [34].

Pour illustrer le potentiel du dispositif d'un point de vue expérimental et numérique, un chemin de déformation bilinéaire est imposé au centre de l'éprouvette. Il est constitué d'une première phase de pré-déformation uniaxiale (un axe de l'éprouvette est laissé libre) suivie d'une phase de traction équi-biaxiale (Fig. 1.38).

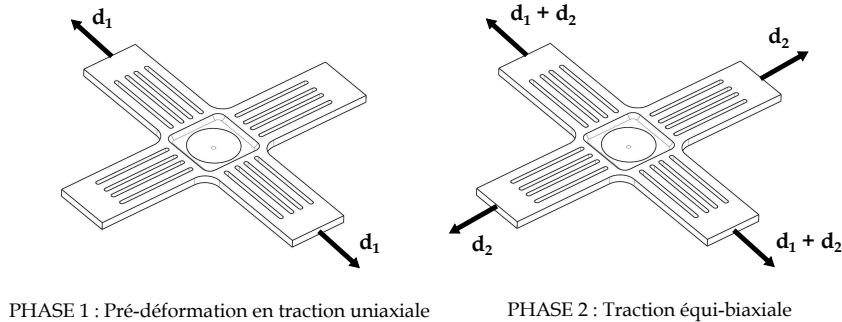


FIGURE 1.38 – *Pré-déformation uniaxiale suivie d'une traction équi-biaxiale.*

Pour étudier l'influence du chemin de déformation, nous avons choisi d'appliquer différents niveaux de pré-déformation uniaxiale et de mesurer ensuite les points limites de formage lors de la phase 2. La figure 1.39 montre une bonne corrélation entre les valeurs mesurées et calculées des chemins de déformation. D'un point de vue numérique, le modèle EF utilisé correspond au modèle déjà présenté (Fig. 1.32) et seule la loi d'écroutissage de Voce (Eq. 1.15) associée respectivement au critère isotrope de von Mises (VM) et au critère anisotrope de Hill48 (VH) est introduite. Le critère de Hill donne une meilleure prédiction de la pente du chemin de déformation sur la deuxième phase.

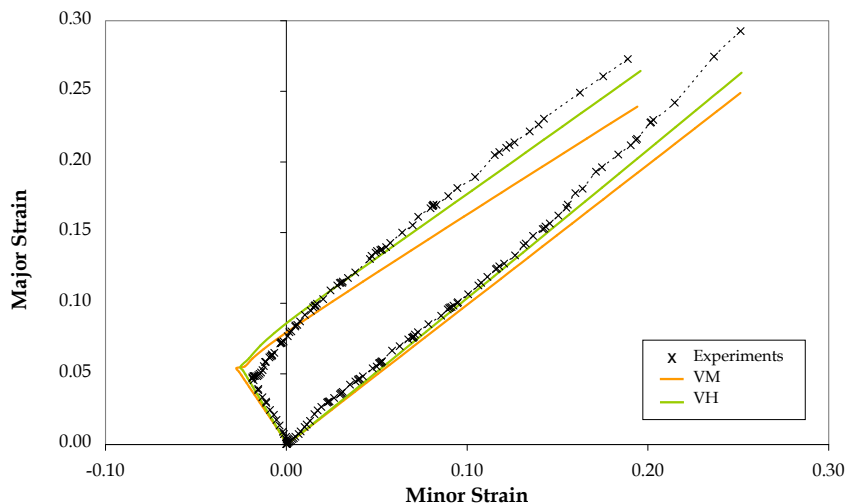


FIGURE 1.39 – *Comparaison des chemins de déformation calculés et mesurés pour un chargement linéaire et non-linéaire.*

Pour les résultats expérimentaux qui suivent, afin d'être plus conforme avec les exigences de la norme appliquée aux essais conventionnels, un critère spatial de détection de l'apparition

de la striction est défini. Le critère retenu est inspiré par la norme. Les différents niveaux de pré-déformation testés (de 5% à 19%) correspondent à des déplacements compris entre  $1\text{mm}$  et  $3\text{mm}$  selon la direction de laminage de la tôle. Les résultats sont donnés par la figure 1.40.

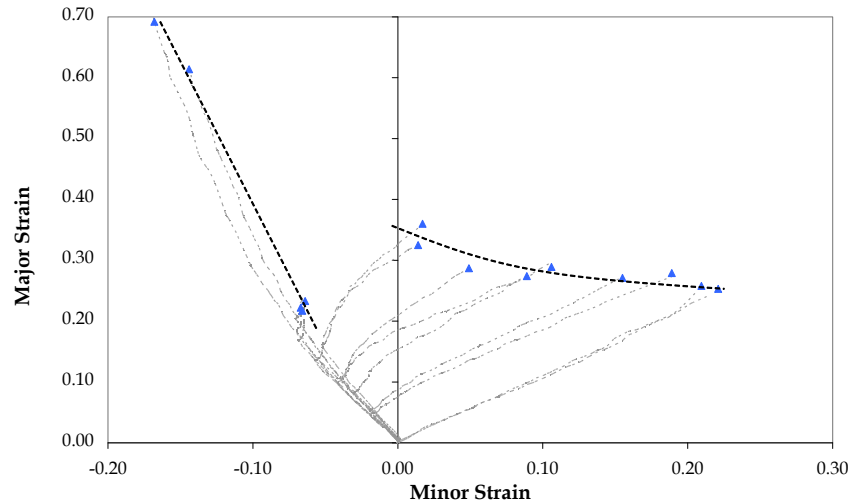


FIGURE 1.40 – Points limites de formage expérimentaux pour différents niveaux de pré-déformation uniaxiale (AA5086).

Les chemins de déformation sont également représentés sur la figure 1.40 et les essais sont très reproductibles. Pour la partie droite du diagramme limite de formage, on note une augmentation assez nette de la formabilité avec le niveau de pré-déformation (pour un pré-déplacement compris entre  $1$  et  $2.5\text{mm}$ ). Par contre, lorsque le pré-déplacement est égal à  $3\text{mm}$  (pré-déformation uniaxiale proche de 19%), le passage de la phase de pré-déformation à la phase de traction équi-biaxiale est directement suivi d'une localisation des déformations au centre de l'éprouvette puis de la rupture. Ce phénomène est très reproductible puisque les trois éprouvettes testées avec ce chemin de déformation ont donné les mêmes résultats.

La comparaison des CLF obtenues avec ce chargement non-linéaire et avec un chargement linéaire (rapport des vitesses constant sur l'ensemble de l'essai) est donnée par la figure 1.41. Un changement brusque de chemin de déformation est à l'origine d'une modification significative de la formabilité du matériau. Il est intéressant de noter que le niveau de pré-déformation peut soit améliorer la formabilité (pour une pré-déformation inférieure à 15%), soit la dégrader (pour une pré-déformation supérieure à 15%). Une conclusion identique est relevée dans le travail analytique de Kuroda et Tvergaard [26] pour le même type de pré-déformation, sans déchargement. Ce comportement instable, associé à un saut de formabilité, est expliqué par un changement brusque de l'état de contrainte le long de la surface d'écoulement. Il est donc primordial de caractériser cette discontinuité de comportement et de voir également si elle est observable lorsqu'on utilise le modèle prédictif basé sur l'éprouvette cruciforme.

Les limites de formabilité calculées à partir des chemins de déformation testés sont reportées sur le diagramme limite de formage de la figure 1.42. Pour la détermination des CLF numériques, le critère basé sur le rapport des incréments de déformation équivalente entre les deux zones de références (zones 1 et 2 sur la figure 1.30) est conservé pour sa facilité de mise en oeuvre, une valeur critique du rapport fixée à 7 permet de retrouver les résultats du critère spatial. Il est intéressant d'observer sur la figure 1.42 des tendances identiques à celles déjà

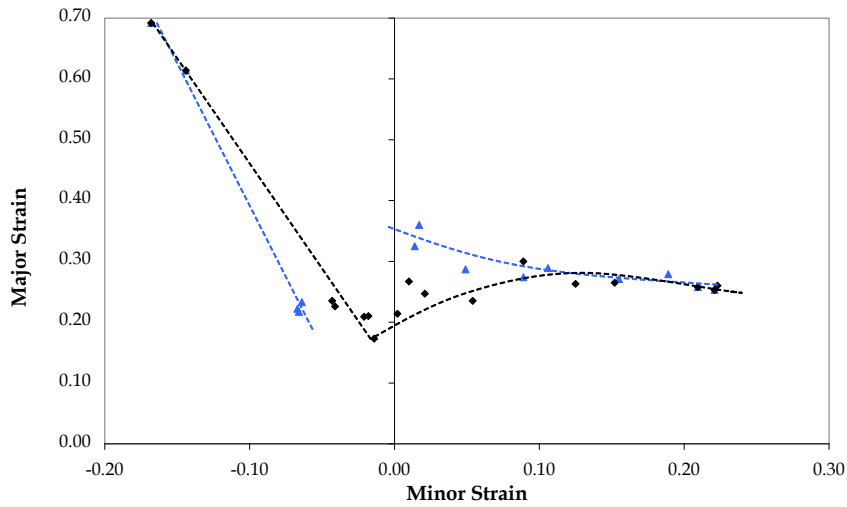


FIGURE 1.41 – *Comparaison des points limites expérimentaux obtenus pour des chemins de déformation linéaires et non-linéaires.*

relevées expérimentalement. En effet, pour des valeurs de pré-déformation inférieures à 15%, une augmentation de la formabilité avec le niveau de pré-déformation est également observée. Pour des valeurs de pré-déformations plus élevées, la formabilité du matériau chute et les points limites de formage sont situés sous la courbe limite obtenue pour un chargement linéaire. La corrélation entre les points expérimentaux et numériques est plutôt correcte même si le choix d'un modèle élasto-plastique plus fidèle permettrait certainement d'améliorer la comparaison.

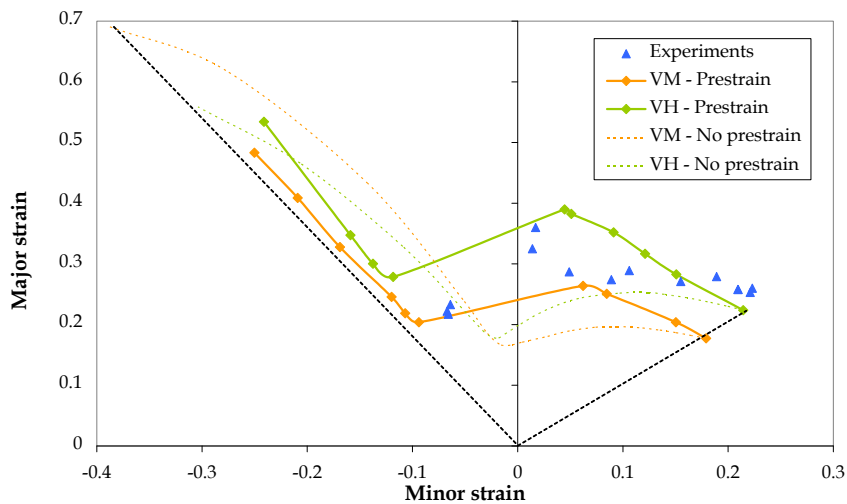


FIGURE 1.42 – *Comparaison des points limites calculés et mesurés pour le chargement non-linéaire.*

L'évolution temporelle du rapport des incréments de déformation équivalente entre la zone centrale (zone 1) et la zone périphérique (zone 2) est tracée pour différentes valeurs

de pré-déformation (Fig. 1.43). Quel que soit le niveau de pré-déformation, la modification du chemin de déformation (après un temps de 1.5) s'accompagne d'une augmentation du rapport, caractéristique d'une localisation des déformations au centre de l'éprouvette. Tant que ce rapport n'atteint pas une certaine valeur critique, cette localisation des déformations est ensuite stabilisée puisque le rapport décroît (jusqu'à un temps de 3) avant une nouvelle augmentation qui correspond cette fois-ci à l'apparition de la striction (pour un temps proche de 4). Pour une pré-déformation correspondant à un pré-déplacement de  $3\text{mm}$ , l'augmentation du rapport est plus conséquente et dans ce cas, la localisation des déformations ne sera pas stabilisée (rapport critique de 7 dépassé). L'apparition d'une instabilité plastique entraîne une rupture prématurée de l'éprouvette, comme nous avons pu le voir expérimentalement.

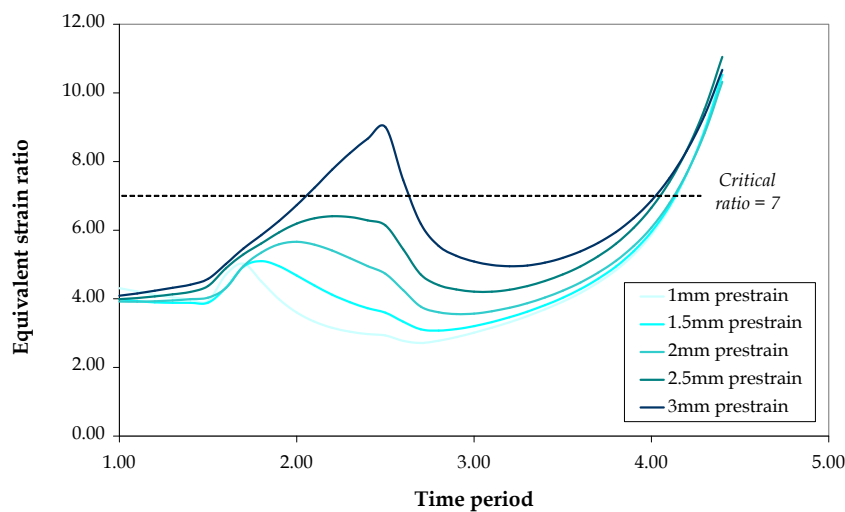


FIGURE 1.43 – Evolution temporelle du rapport des incréments de déformation équivalente pour différents niveaux de pré-déformation.

Cette première approche montre tout le potentiel du dispositif de traction biaxiale pour l'étude de l'impact des chemins de déformation sur la formabilité des tôles métalliques. La figure 1.40 résume bien l'enjeu de cette étude puisqu'en fonction des caractéristiques du chargement non-linéaire, la formabilité est soit améliorée, soit dégradée. Ce dispositif pourra également permettre la caractérisation et la validation de critères à la rupture en fonction des états et des chemins de déformation. Ce dernier point est actuellement traité par Xiao Song qui a débuté son travail de thèse en septembre 2014.

## 2.4 Conclusions

Le tracé de courbes limites de formage à partir de plusieurs essais d'emboutissage réalisés sur des flans de différentes dimensions, afin de parcourir l'ensemble des états de déformation admissibles pour la tôle, montre de nombreuses limites. Bien que cette procédure soit largement adoptée, plusieurs études ont montré que les CLF conventionnelles ne permettaient pas d'évaluer précisément les limites de formabilité des matériaux pour certains procédés. C'est par exemple le cas du procédé de formage incrémental pour lequel des limites de formabilité bien supérieures aux limites conventionnelles sont atteintes.



L'essai de traction biaxiale sur éprouvette cruciforme constitue une alternative intéressante puisqu'il permet une meilleure maîtrise des chemins de déformation, indépendamment de la forme de l'éprouvette. Des chemins de déformation complexes peuvent être parcourus en utilisant le même dispositif lors d'une séquence d'essai unique. Cette "one-step" procédure facilitera l'intégration de conditions opératoires telles que la température ou la vitesse de déformation dans la phase de quantification des limites de formabilité. L'effet couplé de ces deux paramètres sur la formabilité est déterminant pour le choix de conditions opératoires optimales. Au delà de la caractérisation expérimentale de la formabilité des tôles pour les conditions réelles du procédé de mise en forme, il reste beaucoup d'efforts à consacrer au développement et à la fiabilisation d'outils prédictifs des limites de formabilité. L'amélioration des modèles prédictifs devra certainement passer par des approches multi-échelles incorporant les effets microstructuraux. Plusieurs programmes de recherche, notamment nord-américains, suivent cette orientation et affichent une volonté claire de réduire les temps de mise sur la marché des nouvelles nuances de matériaux grâce à une meilleure prédiction de leurs comportements mécaniques limites.

# Identification du comportement élastoplastique des tôles métalliques

---

LE recours à la simulation numérique pour optimiser les procédés de mise en forme des tôles métalliques nécessite une description fiable et précise du comportement mécanique des matériaux utilisés, quelles que soient les conditions opératoires considérées. Ce besoin a notamment été mis en évidence dans le chapitre précédent avec le choix du modèle de comportement qui peut avoir un impact considérable sur la prédiction des limites de formabilité des tôles. Les spécificités liées à l'identification du comportement élastoplastique des tôles comprennent la caractérisation d'un caractère anisotrope marqué et la description précise de l'écroutissement du matériau pour des grandes déformations.

L'anisotropie du matériau constitutif des tôles est classiquement introduite dans les modèles via l'écriture de critères de plasticité anisotropes. Il est généralement supposé que l'anisotropie n'évolue pas avec le niveau de déformation atteint et qu'elle peut être caractérisée au niveau de la transition entre le régime élastique et le régime élastoplastique. Beaucoup de critères de plasticité ont été proposés, notamment pour modéliser le caractère anisotrope dit "anormal" de certains alliages d'aluminium. La complexité croissante des critères rend difficile leur calibration puisqu'un grand nombre de paramètres plus ou moins indépendants doit être identifié pour chaque matériau. La procédure classique d'identification des paramètres des critères consiste à exploiter une base expérimentale construite à partir de plusieurs essais quasi-homogènes. Cette méthode présente de nombreuses limites et une alternative intéressante consiste à identifier les paramètres à partir d'un essai hétérogène suffisamment riche dans lequel différents états de déformation pourront être simultanément observés.

Quant aux modèles d'écroutissement, ils sont généralement identifiés à partir d'un essai de traction uniaxiale sur éprouvette de section constante. La mise en oeuvre de cet essai normalisé est très simple mais il ne permet pas d'atteindre les niveaux de déformation observés dans beaucoup de procédés de mise en forme. Par conséquent, les modèles d'écroutissement identifiés

manquent de précision au delà du niveau de déformation homogène atteint au cours de l'essai de traction uniaxiale. D'autres essais (bulge test, cisaillement, ...), moins diffusés d'un point de vue industriel, permettent de fiabiliser les lois d'écroutissage pour des niveaux de déformation bien supérieurs. L'essai de traction biaxiale rentre dans cette dernière catégorie d'essais puisqu'une définition judicieuse de la géométrie de l'éprouvette cruciforme permet d'observer des niveaux de déformation élevés en son centre.

Grâce à l'essai de traction biaxiale, deux procédures originales d'identification basées sur deux formes d'éprouvette spécifiques ont été mises en place. La première procédure concerne l'identification de critères de plasticité anisotropes complexes grâce au suivi de chemins de déformation allant de la traction uniaxiale jusqu'à la traction biaxiale. Pour la deuxième procédure, le suivi temporel de l'évolution des déformations principales dans la zone centrale d'une éprouvette cruciforme permet d'identifier des lois d'écroutissage viscoplastiques pour des niveaux de déformation élevés. Ces deux axes de recherche s'appuient respectivement sur une collaboration avec le LIMATB (Laboratoire d'Ingénierie des MATériaux de Bretagne) dans le cadre de la thèse de Shunying Zhang ([56]), soutenue en juin 2014, et sur la thèse de Wei Liu [37], soutenue en mars 2015.

### 3.1 Identification d'un critère de plasticité anisotrope à partir d'un essai hétérogène

La méthode conventionnelle associée à l'identification de critères de plasticité anisotropes repose sur l'exploitation analytique d'essais mécaniques quasi-homogènes : traction uniaxiale, cisaillement simple, traction plane ou encore essai de gonflement hydraulique (bulge test). Les limites élastiques initiales sont directement utilisées pour ajuster les paramètres du critère de plasticité. Néanmoins, la détermination des limites élastiques initiales reste très incertaine. Elles ne permettent pas de prendre en compte l'effet du niveau de déformation sur les paramètres du critère [23]. De plus, cette approche conventionnelle nécessite une base expérimentale relativement riche, construite à partir de plusieurs dispositifs expérimentaux, un essai homogène étant associé à un chemin de déformation unique.

L'observation de plusieurs chemins de déformation à partir d'un essai unique n'est possible qu'avec un essai hétérogène. Si la plage de variation des chemins de déformation observée est suffisamment large, il peut être envisagé de suivre le champ des déplacements ou des déformations pour une identification sur une plage de sollicitations qui couvre celle de plusieurs essais conventionnels [41]. L'utilisation d'une éprouvette cruciforme répond à cette attente puisque différents chemins de déformation peuvent être atteints en jouant sur la forme de l'éprouvette ou en imposant différents rapports de vitesse de traction sur les deux axes du dispositif. Récemment, deux approches basées sur un essai de traction biaxiale sur éprouvette cruciforme ont été proposées ([42], [47]). Elles ont permis l'identification de certains paramètres du critère de plasticité grâce au suivi de deux chemins de déformation. Néanmoins, des essais complémentaires de traction uniaxiale ont été nécessaires pour l'identification complète d'un critère complexe. L'intérêt de l'essai hétérogène est alors limité dans la mesure où plusieurs dispositifs expérimentaux sont requis pour une identification complète du critère. L'objectif de ce travail est de proposer l'identification d'un critère complexe, *i.e.* comportant un grand nombre de paramètres (supérieur à 10), à partir du seul essai de traction biaxiale. Les résultats de ces travaux ont notamment fait l'objet de deux publications dans des revues internationales à comité de lecture [58], [57].

### 3.1.1 Potentiel de l'essai de traction biaxiale

Pour cette étude, le choix de la forme de l'éprouvette cruciforme a été guidé par la volonté de ne pas réaliser d'enlèvement de matière dans l'épaisseur de la tôle. Cela permet de ne pas être limité quant aux épaisseurs de tôles à tester et de pouvoir appliquer la procédure d'identification quels que soient l'épaisseur et le matériau choisis. Un rayon de  $5\text{mm}$  est défini entre les bras (Fig. 1.44) afin de limiter les concentrations de contrainte dans cette zone. Cette forme d'éprouvette permet d'atteindre un niveau acceptable de déformation dans sa zone centrale même si la rupture apparaît systématiquement dans les bras. Seule une réduction d'épaisseur dans la zone centrale permettrait d'atteindre un niveau de déformation plus élevé mais limiterait l'identification du critère de plasticité à des tôles plus épaisses. Deux matériaux aux propriétés anisotropes très différentes ont été testés dans cette étude : un DP980 (épaisseur de  $1.75\text{mm}$ ) et un alliage d'aluminium AA5086 (épaisseur de  $2\text{mm}$ ) déjà testé pour l'évaluation de sa formabilité. L'alliage d'aluminium possède une anisotropie normale significative alors que le DP980 présente une anisotropie relativement faible.

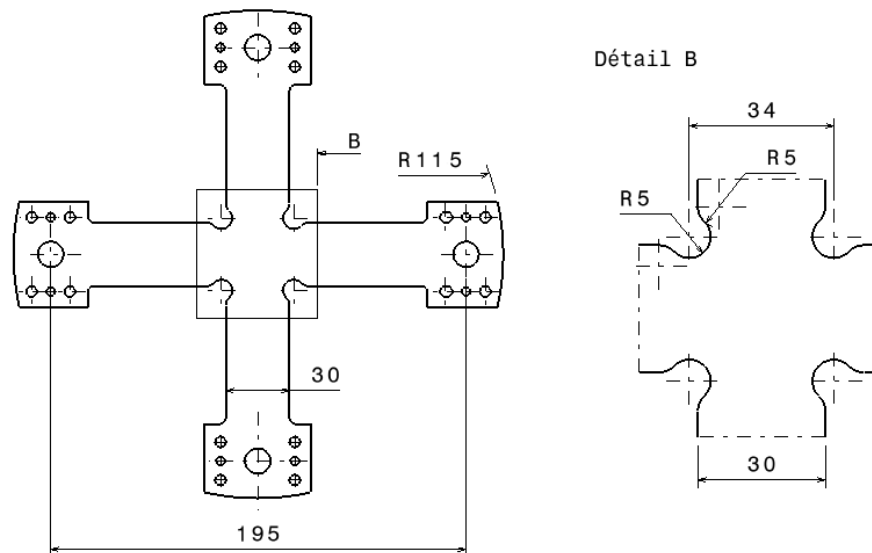


FIGURE 1.44 – Géométrie de l'éprouvette cruciforme utilisée pour l'identification de critères de plasticité.

Les déformations dans le plan de l'éprouvette sont mesurées dans la zone centrale grâce à la méthode de corrélation d'images. La figure 1.45 présente l'évolution temporelle de la déformation majeure et de la déformation mineure pour cinq points situés sur un chemin diagonal de la zone centrale de l'éprouvette (point 1 au centre et point 5 au niveau du rayon des deux bras). Une large plage de chemins de déformation est donc observée, de l'équibiaxial (point 1) jusqu'à un état compris entre la traction uniaxiale et un état de déformation plane (point 5). Le point 4 est, quant à lui, quasiment en déformation plane. Les deux matériaux donnent des évolutions de chemins relativement proches pour les différents points et, dans tous les cas, les chemins sont quasi-linéaires. Pour un temps donné, proche de la rupture, les profils des déformations principales suivant les quatre chemins diagonaux (Fig. 1.46) sont relativement similaires. Un profil moyen suivant le chemin diagonal sera utilisé par la suite dans la boucle

d'identification. Le tracé de profils suivant les deux branches de l'éprouvette cruciforme aurait également permis de parcourir différents états de déformation mais l'apparition d'une striction puis de la rupture en périphérie de la zone centrale et suivant ces deux directions perturbe la corrélation des résultats numériques et expérimentaux.

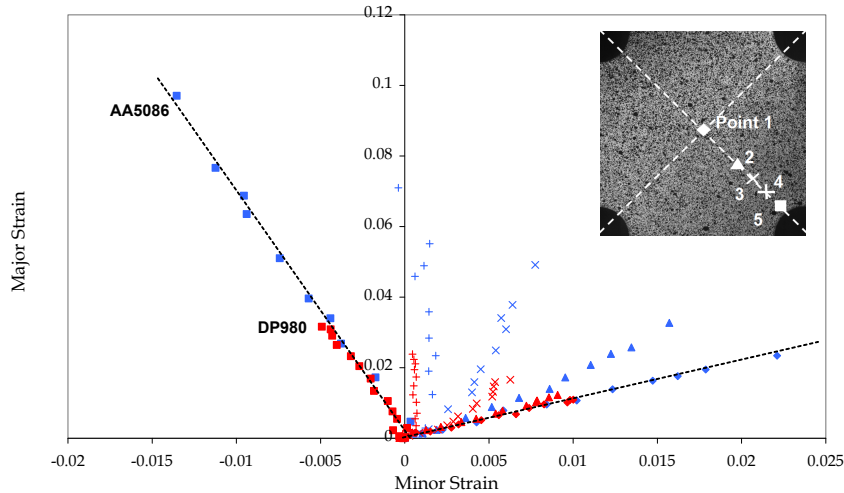


FIGURE 1.45 – Chemins de déformation observés suivant l'une des diagonales de la zone centrale (DP980 en rouge et AA5086 en bleu).

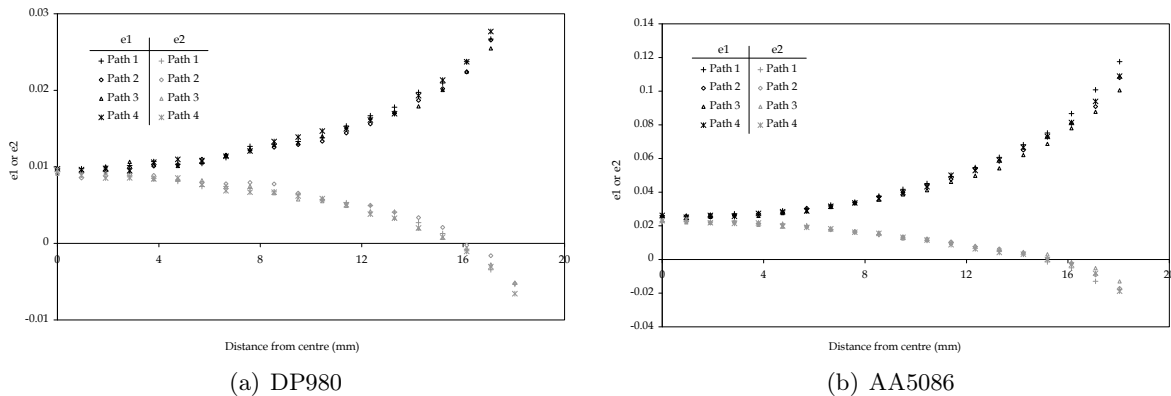


FIGURE 1.46 – Profils des déformations principales suivant les quatre chemins diagonaux de la zone centrale.

### 3.1.2 Procédure d'identification du critère de plasticité

L'identification du critère de plasticité est menée à partir d'une procédure d'analyse inverse. L'essai de traction biaxiale est simulé par éléments finis et le comportement élastoplastique du matériau est introduit par l'intermédiaire d'une subroutine UMAT sous ABAQUS. Compte tenu des symétries du dispositif, seul un quart de l'éprouvette est modélisé (Fig. 1.47). Les efforts mesurés au cours de l'essai suivant les deux directions perpendiculaires ( $F_x/2$  et  $F_y/2$ ) sont imposés sur les deux branches de l'éprouvette cruciforme. Un maillage avec des

éléments de type coque permet de réduire les temps de calcul qui sont alors compatibles avec le lancement d'une procédure d'optimisation.

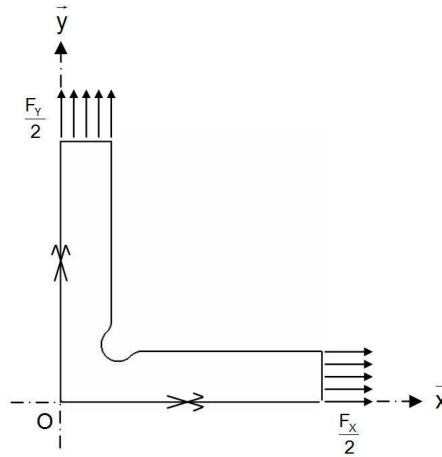


FIGURE 1.47 – Hypothèses de modélisation par éléments finis de l'essai de traction biaxiale.

La procédure d'identification repose sur le calcul d'une fonction coût qui évalue l'écart entre les déformations principales mesurées par corrélation d'images et les déformations numériques calculées par le modèle EF le long du chemin diagonal. Une interpolation des déformations numériques est réalisée afin de comparer les déformations expérimentales et numériques pour les mêmes points matériels (Fig. 1.48). L'optimisation des différents paramètres du critère est menée avec le logiciel ModeFRONTIER, couplé avec ABAQUS et MATLAB pour les différentes opérations mathématiques (évaluation de la fonction coût et interpolation des déformations). Après avoir défini une plage de variation pour chaque paramètre du critère, plusieurs optimisations avec différents jeux de paramètres initiaux ont été effectuées afin de s'assurer de la robustesse et de l'unicité de la solution trouvée.

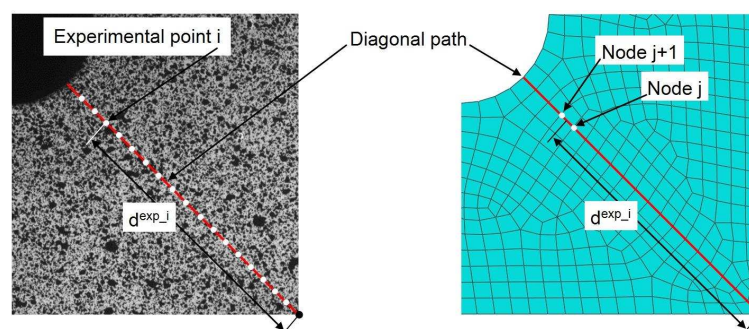


FIGURE 1.48 – Localisation des déformations expérimentales et numériques.

### 3.1.3 Résultats et discussions

La procédure, précédemment décrite, a été appliquée à l'identification du critère de plasticité de Bron et Besson [11] associé à un écrouissage isotrope de type Voce [58] pour l'alliage

d'aluminium 5086 et de type mixte (Swift+Voce) pour le DP980. Ces lois d'érouissage ont été préalablement identifiées à partir d'un essai de traction uniaxiale. Dans sa formulation générale, la fonction de charge de Bron et Besson est construite à partir de 16 paramètres et s'écrit :

$$\psi(\sigma_{ij}) = \left( \sum_{k=1}^2 \alpha^k (\bar{\sigma}^k)^a \right)^{1/a} \quad (1.17)$$

$\sigma_{ij}$  sont les composantes du tenseur des contraintes de Cauchy et les grandeurs équivalentes  $\bar{\sigma}^k$  sont exprimées de la façon suivante :

$$\bar{\sigma}^1 = \left( \frac{1}{2} \left( |S_2^1 - S_3^1|^{b_1} + |S_3^1 - S_1^1|^{b_1} + |S_2^1 - S_1^1|^{b_1} \right) \right)^{1/b_1} \quad (1.18)$$

$$\bar{\sigma}^2 = \left( \frac{3^{b_2}}{2^{b_2} + 2} \left( |S_1^2|^{b_2} + |S_2^2|^{b_2} + |S_3^2|^{b_2} \right) \right)^{1/b_2} \quad (1.19)$$

$\alpha^k$ ,  $b^k$  et  $a$  ( $k = 1, 2$ ) sont des paramètres à identifier, les  $S_i^k$  correspondent aux valeurs principales du tenseur transformé dont les composantes  $s_{ij}^k$  sont définies par  $s_{ij}^k = L^k \sigma_{ij}$  avec :

$$L^k = \begin{pmatrix} \frac{c_2^k + c_3^k}{3} & -\frac{c_3^k}{3} & -\frac{c_2^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3^k}{3} & \frac{c_1^k + c_3^k}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2^k}{3} & -\frac{c_1^k}{3} & \frac{c_1^k + c_2^k}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4^k & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5^k & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6^k \end{pmatrix} \quad (1.20)$$

Les paramètres  $c_m^k$  ( $k = 1..6$ ) sont également des paramètres à identifier, leur nombre étant réduit à 8 sous l'hypothèse des contraintes planes. La frontière du domaine élastique est atteinte lorsque  $\psi(\sigma_{ij}) = Y_0$  avec  $Y_0$  une limite de référence du matériau qui n'est pas directement égale à la limite élastique du matériau obtenue au cours d'un essai de traction uniaxiale suivant le sens de laminage de la tôle.

Les figures 1.49 et 1.50 présentent les résultats de l'identification pour l'alliage 5086. Les profils de la déformation majeure et de la déformation mineure obtenus avec le jeu de paramètre optimal pour le critère de plasticité de Bron et Besson sont relativement proches des profils expérimentaux. Les profils numériques obtenus en utilisant le critère quadratique de Hill (Hill48), identifié pour le même matériau à partir des coefficients de Lankford, sont également tracés sur les figures 1.49 et 1.50. Ces derniers profils montrent, tout d'abord, que le critère de plasticité Hill48 n'est pas bien adapté pour ce matériau mais surtout que le tracé des profils de déformation le long du chemin diagonal est très sensible vis-à-vis du choix du critère de plasticité. Sur la figure 1.51, tous les états de déformations sont relativement bien décrits par le critère de Bron et Besson, contrairement au critère de Hill48 pour des états compris entre la déformation équi-biaxiale et la déformation plane.

Pour vérifier la robustesse de la procédure d'identification, l'évolution du rapport des déformations principales est également tracée suivant une direction dite "longitudinale (Long)",

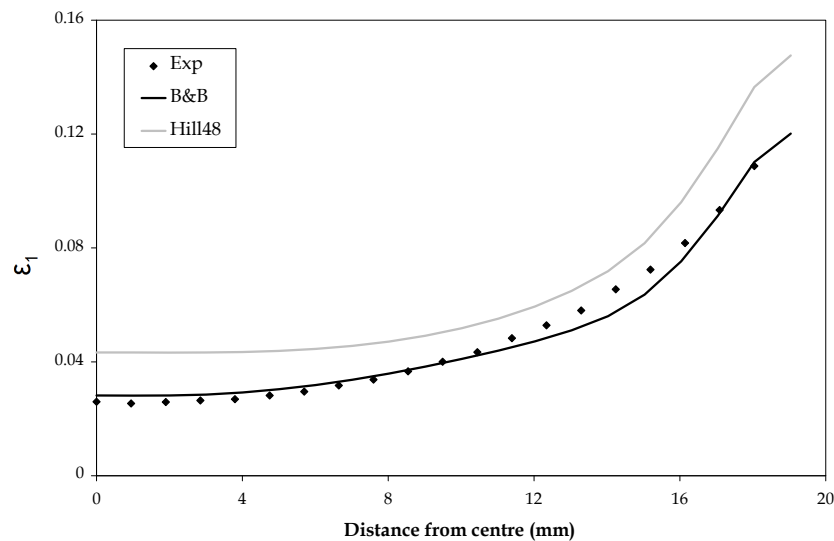


FIGURE 1.49 – Comparaison des profils de déformation majeure expérimentaux avec les profils calculés à partir du critère de Bron et Besson (B&B) identifié et du critère quadratique Hill48.

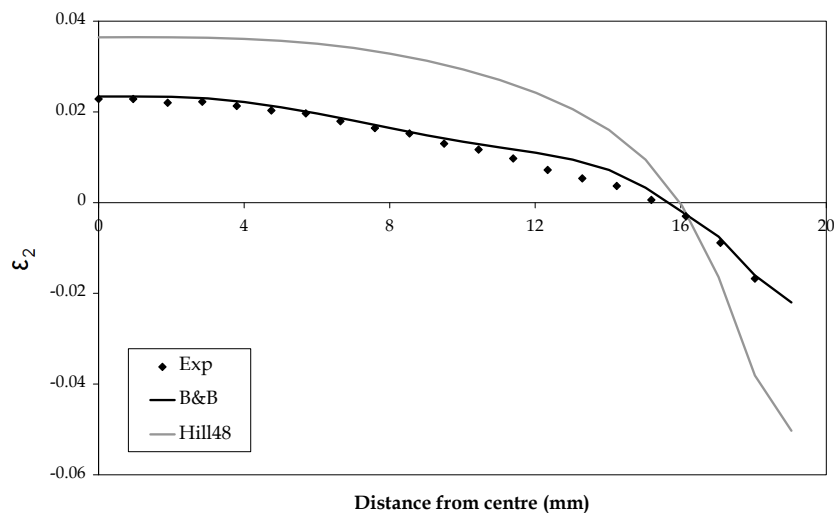


FIGURE 1.50 – Comparaison des profils de déformation mineure expérimentaux avec les profils calculés à partir du critère de Bron et Besson (B&B) identifié et du critère quadratique Hill48.

qui correspond à la branche horizontale de l'éprouvette (figure 1.45), et suivant une direction dite "transverse (Trans)" correspondant à la branche verticale. Ces tracés sont visibles sur la figure 1.52.

Les profils numériques obtenus avec le critère de Bron et Besson sont encore une fois relativement proches des profils expérimentaux, contrairement aux profils calculés à partir du critère Hill48 qui sont largement surestimés. Il est très intéressant de noter le profil atypique du rapport des déformations suivant la direction transverse puisque le maximum n'est pas atteint au centre comme on pourrait le prédire mais à une distance de 4mm du centre. Cette



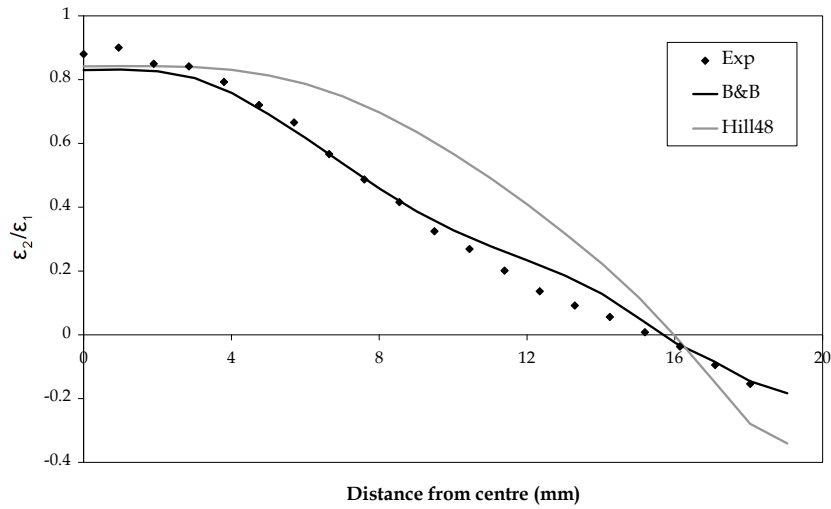


FIGURE 1.51 – Comparaison des profils de rapport des déformations principales expérimentaux avec les profils calculés à partir du critère de Bron et Besson (B&B) identifié et du critère quadratique Hill48.

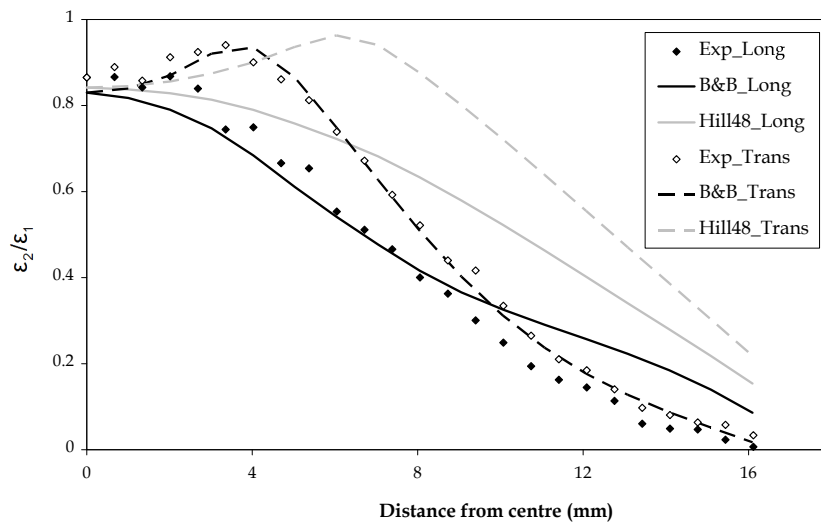


FIGURE 1.52 – Comparaison des profils de rapport des déformations principales expérimentaux avec les profils calculés à partir du critère de Bron et Besson (B&B) identifié et du critère quadratique Hill48 (direction longitudinale et transverse).

"signature" de l'anisotropie du matériau est non seulement visible expérimentalement mais également sur les profils numériques. Seul le critère de Bron et Besson est capable de reproduire fidèlement ce phénomène. Pour le critère de Hill, le maximum du rapport est atteint à une distance de  $6\text{mm}$ . La comparaison des déformations suivant les chemins longitudinaux et transverses pourrait également être introduite dans la fonction coût afin d'améliorer l'identification des paramètres du critère mais on voit bien que l'utilisation seule du chemin diagonal donne déjà des résultats relativement satisfaisants.

Les surfaces de charge liées au critère de plasticité de Bron et Besson peuvent être tracées pour deux procédures d'identification (Fig. 1.53) : la procédure conventionnelle menée à partir d'essais de traction, de cisaillement et de bulge et la procédure proposée ici en utilisant un essai unique de traction biaxiale. Les deux tracés, réalisés dans l'espace des contraintes principales normalisées, montrent que les deux approches donnent des résultats quasi-identiques mais avec un gain de temps considérable pour l'essai de traction biaxiale puisqu'un seul essai est nécessaire.

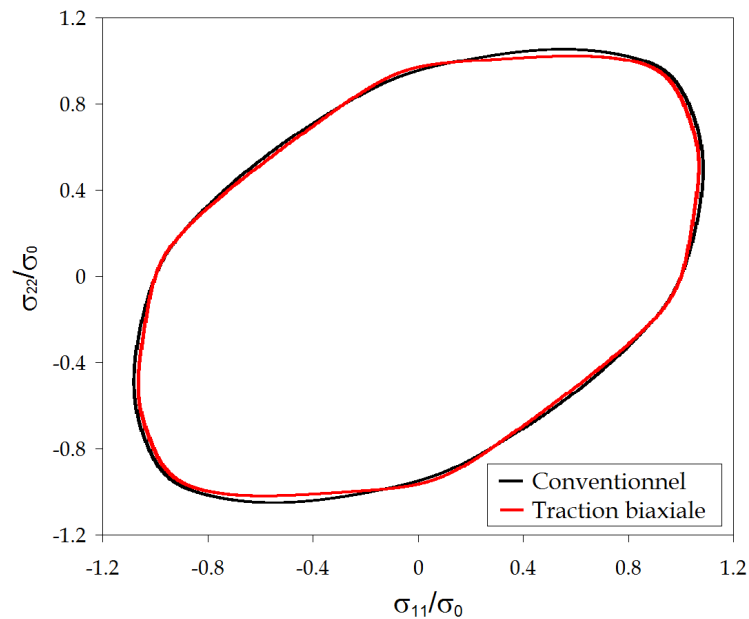


FIGURE 1.53 – Comparaison des surfaces de charge de Bron et Besson identifiées avec la procédure conventionnelle et avec la procédure proposée.

L'essai hétérogène de traction biaxiale présente un potentiel considérable. Les premiers résultats présentés ont été obtenus en imposant un déplacement identique sur les deux axes de l'éprouvette cruciforme mais le pilotage indépendant de ces deux axes permettrait d'atteindre des chemins de déformation plus riches. Une telle base expérimentale autoriserait éventuellement une identification simultanée du critère de plasticité et de la loi d'écrouissage, à condition d'atteindre des niveaux de déformation élevés au cours de l'essai. Un suivi spatial des déformations a été réalisé dans ce travail mais il serait également très facile d'intégrer un suivi temporel des déformations afin d'évaluer l'effet du niveau de déformation sur l'anisotropie du matériau. Ce sujet a fait l'objet de plusieurs publications récentes [49]. Enfin, identifier un critère complexe à partir d'un seul essai permettrait d'envisager une étude rigoureuse de l'effet de certains paramètres opératoires comme la vitesse de déformation ou la température sur l'anisotropie. La réalisation de ce type d'étude à partir de la procédure conventionnelle, en menant plusieurs essais, serait relativement délicate de part la difficulté à reproduire des conditions opératoires identiques pour chaque essai.

## 3.2 Identification de lois d'écrouissage à partir d'un essai de traction biaxiale

Le dispositif de traction biaxiale a également été utilisé pour l'identification de lois d'écrouissage adaptées à la simulation des procédés de mise en forme. L'objectif affiché était d'identifier une loi d'écrouissage pour des niveaux de déformation équivalente bien supérieurs au niveau de déformation homogène atteint au cours d'un essai conventionnel de traction uniaxiale. Nous avons déjà montré (Fig. 1.22) qu'une identification menée à partir d'essais de traction uniaxiale était source d'incertitudes pour le choix de l'écrouissage. La réalisation de l'essai dans une certaine gamme de vitesse permet également d'intégrer l'effet de la vitesse de déformation dans la formulation de l'écrouissage. La plage de vitesse visée est celle des vitesses de déformation intermédiaires (inférieures à  $100s^{-1}$ ) fréquemment rencontrées dans les procédés de mise en forme.

L'éprouvette déjà testée pour l'identification du critère de plasticité (Fig. 1.44) n'est pas adaptée puisque les niveaux de déformation atteints dans la zone centrale avant la rupture restent assez faibles. L'éprouvette proposée dans le cadre de l'étude des limites de formabilité (Fig. 1.28) aurait pu convenir mais nous avons choisi de simplifier l'usinage de la zone centrale afin de caractériser des tôles métalliques moins épaisses (inférieures à  $4mm$ ). La recherche d'un nouveau design d'éprouvette cruciforme et la mise en place d'une procédure d'identification des paramètres d'écrouissage ont fait l'objet de la thèse de Wei Liu [37].

### 3.2.1 Optimisation et validation de la forme de l'éprouvette cruciforme

La forme de l'éprouvette est optimisée dans le cadre d'une traction équi-biaxiale à partir d'une tôle d'épaisseur  $2mm$ . Pour atteindre des déformations importantes au centre de l'éprouvette et si possible la rupture, il est indispensable de positionner sur celle-ci un certain nombre de détails de forme : des rainures dans les bras, des encoches au niveau de la jonction des bras et une réduction d'épaisseur au centre. Une procédure d'optimisation menée sur plusieurs paramètres a permis d'aboutir à la forme définie sur la figure 1.54 avec :  $r = 5mm$ ,  $t = 0.625mm$ ,  $D = 17mm$ ,  $R = 5mm$ ,  $S1 = 10mm$  et  $S2 = 11mm$ . Le décalage des deux rainures ( $S1$  et  $S2$ ) permet une distribution plus homogène des déformations au centre de l'éprouvette.

La simulation de l'essai de traction équi-biaxiale (Fig. 1.55) montre très clairement la localisation de la déformation plastique équivalente au centre de l'éprouvette, dans la zone d'épaisseur réduite. Pour la procédure d'identification, qui sera développée par la suite, une déformation moyenne au centre de l'éprouvette sera considérée, éliminant ainsi les éventuelles imprécisions locales de la mesure des déformations. Le tracé du rapport des déformations principales montre également un état de déformation équi-biaxiale et homogène sur toute la zone centrale.

Une première validation expérimentale de l'éprouvette a été réalisée pour une vitesse constante de  $1mm/s$  sur chacun des bras. Dans un premier temps, afin d'évaluer l'influence du critère de plasticité sur l'identification de l'écrouissage, l'alliage d'aluminium 5086 préalablement caractérisé a été choisi. Il présente également l'avantage d'être très peu sensible à la vitesse de déformation, ce qui permettra de valider la procédure d'identification dans le cadre d'un essai dynamique, pour des vitesses de déformation élevées.

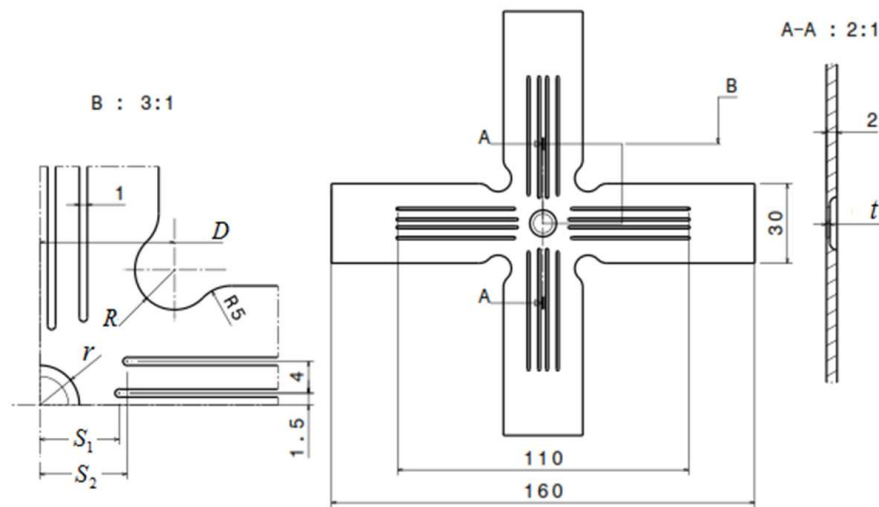


FIGURE 1.54 – Éprouvette optimisée pour l'identification des paramètres d'écrouissage [37].

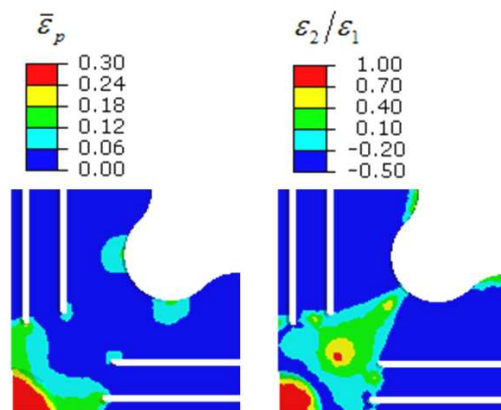


FIGURE 1.55 – Répartition de la déformation plastique équivalente et du rapport des déformations principales pour un déplacement imposé de 1.5mm sur chaque bras.

L'évolution de la zone centrale de l'éprouvette est filmée au cours de l'essai et la corrélation d'images permet un suivi temporel des déformations dans le plan de l'éprouvette. La zone traitée englobe la zone d'épaisseur réduite (Fig. 1.56(a)). Le tracé de la déformation équivalente (Fig. 1.56(b)) juste avant la rupture confirme le haut niveau de déformation atteint dans la zone centrale.

Les paramètres de la loi d'écrouissage sont identifiés par analyse inverse. Afin de limiter les temps de calcul à chaque itération, un modèle EF équivalent construit avec des éléments de type coque a été validé puis utilisé. La subroutine UHARD sous ABAQUS permet d'introduire la formulation de l'écrouissage du matériau. Comme pour l'étude précédente, les efforts mesurés au cours de l'essai sont introduits dans le modèle EF. Trois critères de plasticité différents ont été testés (von Mises, Hill48 et Bron et Besson) pour quantifier l'impact du critère

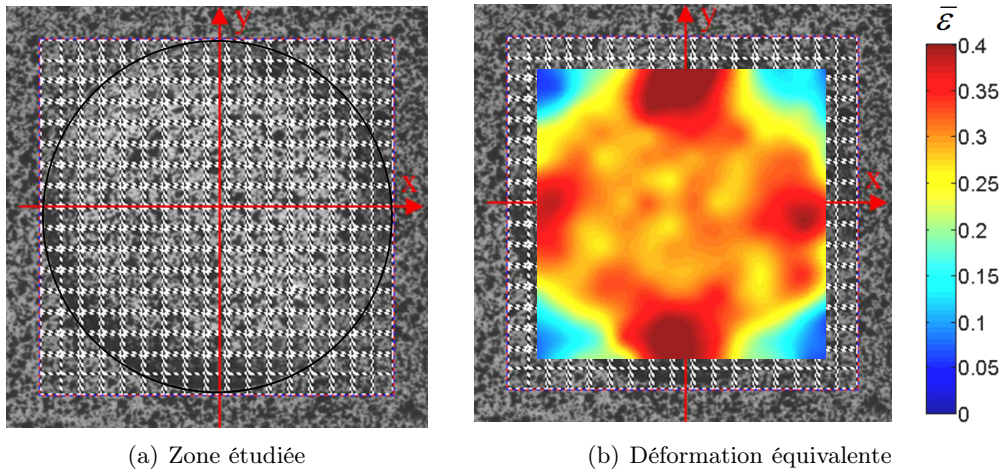


FIGURE 1.56 – Validation expérimentale de la géométrie de l'éprouvette.

sur les résultats de l'identification des paramètres d'érouissage. La procédure d'optimisation utilise une fonction coût basée sur le suivi temporel des déformations principales moyennées sur une zone définie au centre de l'éprouvette. Les évolutions des déformations principales mesurées et calculées sont comparées tout au long de l'essai.

Pour valider la procédure, une loi d'érouissage de type Voce est choisie pour ce matériau (Eq. 1.21).

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + K \sqrt{1 - \exp(-n\bar{\epsilon}_p)} \quad (1.21)$$

Les résultats de l'identification des paramètres ( $\sigma_0$ ,  $K$  et  $n$ ) de cette loi d'érouissage pour les trois critères de plasticité sont visibles sur la figure 1.57. Les courbes d'érouissage associées aux trois critères de plasticité sont également comparées à la courbe d'érouissage expérimentale obtenue de manière directe à partir d'un essai de traction monoaxiale.

La figure 1.57 montre que le choix du critère de plasticité impacte considérablement l'identification de la loi d'érouissage. Le critère isotrope de von Mises ne semble pas du tout adapté et seul le critère anisotrope de Bron et Besson, identifié lors du travail de thèse de S. Zhang [56], permet de retrouver une évolution de l'érouissage quasi-identique à celle obtenue par calcul direct lors d'un essai de traction monoaxiale. Le critère anisotrope simpliste de Hill48 conduit à sous-estimer l'érouissage du matériau pour les grandes déformations. Un autre point intéressant concerne la plage de déformation sur laquelle la loi d'érouissage est identifiée. Pour l'essai de traction monoaxiale, l'érouissage est identifié jusqu'à un niveau moyen de déformation équivalente de 20% alors qu'un niveau de 30% est atteint grâce à l'essai de traction biaxiale. Le tracé des déformations principales mesurées et calculées est visible sur la figure 1.58 pour les deux critères de plasticité anisotropes. Ce tracé confirme les résultats de la figure 1.57. Le critère de Bron et Besson (Fig.1.58(b)) associé à un érouissage de type Voce permet une prédiction assez précise de l'évolution des déformations principales, contrairement au critère de Hill (Fig.1.58(a)). La figure 1.58 met également en évidence des effets Portevin-Le Chatelier (PLC) pour ce matériau qui sont matérialisés par une évolution par palier des déformations principales. Ce dernier point mériterait une étude approfondie puisqu'à ce jour les effets PLC ne semblent pas avoir été étudiés pour ce type de sollicitation.

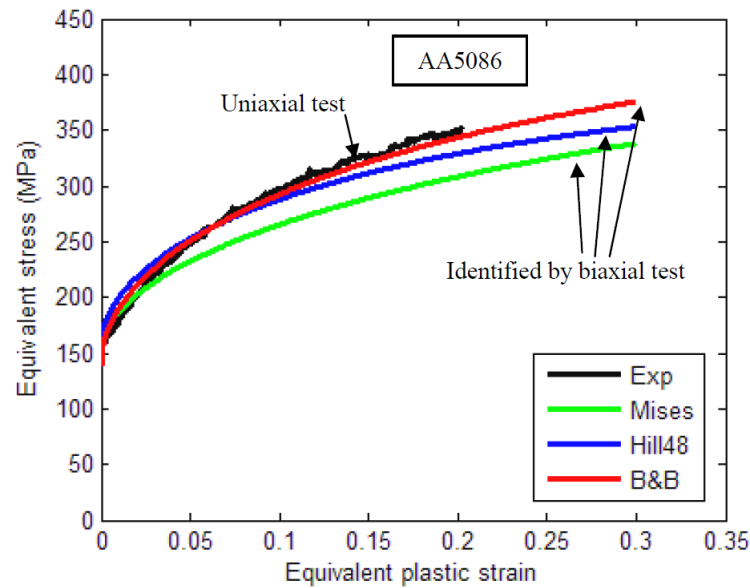


FIGURE 1.57 – Courbes d'érouissage identifiées suivant la formulation du critère de plasticité.

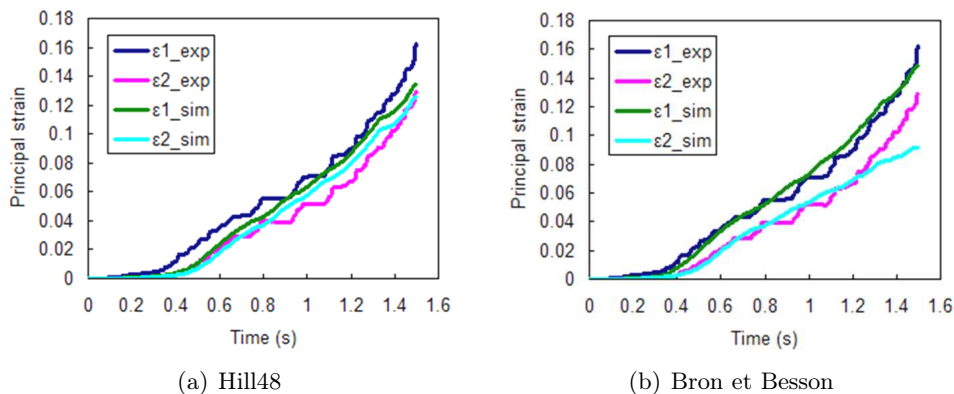


FIGURE 1.58 – Evolution temporelle des déformations principales mesurées et calculées.

Le premier objectif qui consistait à valider la forme de l'éprouvette est rempli. L'identification d'une loi d'érouissage est possible jusqu'à un niveau de déformation équivalente bien supérieur à celui d'un essai conventionnel de traction monoaxiale. La précision des paramètres identifiés est néanmoins conditionnée par le choix d'un critère de plasticité adapté. Comme nous avons pu le voir avec le manque de précision du critère de Hill, c'est aussi un moyen de valider l'adéquation critère de plasticité / érouissage avant leur utilisation dans un code de calcul. L'effet de la vitesse de déformation peut, dès à présent, être intégré grâce à la caractérisation d'un matériau sensible à la vitesse à température ambiante.

### 3.2.2 Effet de la vitesse de déformation sur l'érouissage du DP600

Le choix d'un matériau sensible à la vitesse de déformation à température ambiante s'est porté sur un acier Dual Phase DP600. Les aciers Dual Phase possèdent un bon compromis

résistance/emboutissabilité, adaptés à la fabrication d'éléments structuraux. Une procédure identique au cas quasi-statique précédemment exposé est adoptée. Néanmoins, pour des vitesses d'essai importantes, la mesure des efforts peut être perturbée par des phénomènes de résonances mécaniques. Comme le montre la figure 1.59, une course d'élan est nécessaire pour atteindre la vitesse d'essai au niveau de la masse mobile (en liaison complète avec la tige du vérin) avant une mise en mouvement de l'éprouvette par obstacle. À cet instant, l'impact provoque une résonance de certains éléments du dispositif et génère des phénomènes vibratoires visibles au niveau des jauges de déformation du capteur d'effort (Fig. 1.59). Pour limiter ces phénomènes vibratoires, une couche d'élastomère d'épaisseur 3mm a été optimisée et positionnée entre la masse mobile et la tige de mise en mouvement de l'éprouvette (Fig. 1.59). Cet élément "dilata" l'échelle de temps au début de l'essai mais s'avère très efficace pour obtenir un signal d'effort directement exploitable dans la procédure d'analyse inverse.

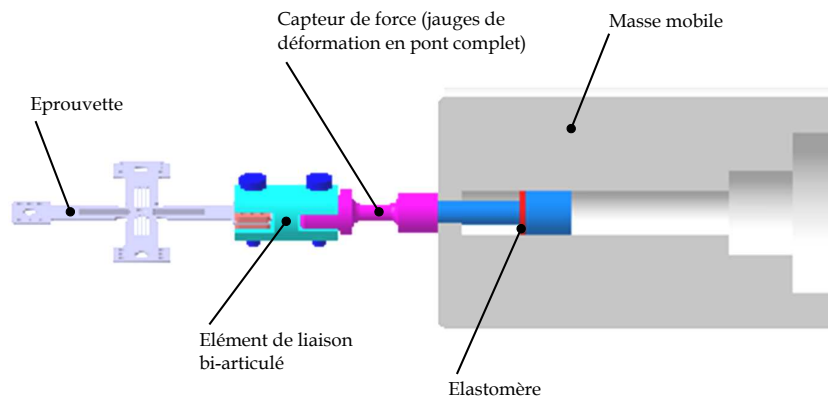


FIGURE 1.59 – Détails concernant le dispositif de mise en charge de l'éprouvette.

Pour caractériser le comportement viscoplastique du DP600, trois vitesses d'essai ont été exploitées : 0.02mm/s, 1mm/s et 250mm/s. Ces vitesses conduisent à des vitesses de déformation respectives de l'ordre de  $5.10^{-3}s^{-1}$ ,  $2.10^{-1}s^{-1}$  et  $40s^{-1}$ . Dans la littérature, le critère de plasticité de Hill48 est très utilisé pour ce matériau et semble suffisant pour modéliser sa faible anisotropie. Deux formes d'écrouissage ont été identifiées : une loi puissance de type Ludwick (Eq. 1.22) et une loi saturante de type Voce (Eq. 1.23). Un terme de sensibilité à la vitesse de déformation a été ajouté aux formulations classiques. Un terme multiplicatif de forme puissance est appliqué mais une sensibilité différente ( $m1$  et  $m2$ ) est définie pour la limite élastique, d'une part, et pour la fonction d'écrouissage, d'autre part.

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 \dot{\bar{\epsilon}}^{m1} + K \bar{\epsilon}_p^n \dot{\bar{\epsilon}}^{m2} \quad (1.22)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 \dot{\bar{\epsilon}}^{m1} + K(1 - \exp(-n\bar{\epsilon}_p)) \dot{\bar{\epsilon}}^{m2} \quad (1.23)$$

Deux séries d'identification menées respectivement avec le critère de plasticité isotrope de von Mises et avec le critère de plasticité anisotrope de Hill 48 ont validé l'utilisation de ce dernier. Les résultats de l'identification sont présentés figure 1.60 dans laquelle trois courbes d'écrouissage sont tracées pour trois valeurs de vitesse de déformation ( $10^{-3}s^{-1}$ ,  $10^{-1}s^{-1}$  et  $10s^{-1}$ ) comprises dans la plage de vitesse identifiée. La sensibilité à la vitesse de déformation est clairement visible puisque le passage d'une vitesse de  $10^{-3}s^{-1}$  à  $10s^{-1}$



entraîne une rigidification du matériau (augmentation de la contrainte d'écoulement de l'ordre de 10%). Les deux types de loi identifiés (Ludwick et Voce) sont relativement proches jusqu'à un niveau de déformation équivalente de l'ordre de 30%. Ce résultat était prévisible compte tenu du niveau de déformation atteint au cours de l'essai de traction biaxiale. Il confirme tout le potentiel du dispositif qui permet ainsi une caractérisation fiable de l'écrouissage en fonction de la vitesse de déformation pour des niveaux de déformation compatibles avec ceux rencontrés lors de la simulation des procédés de mise en forme.

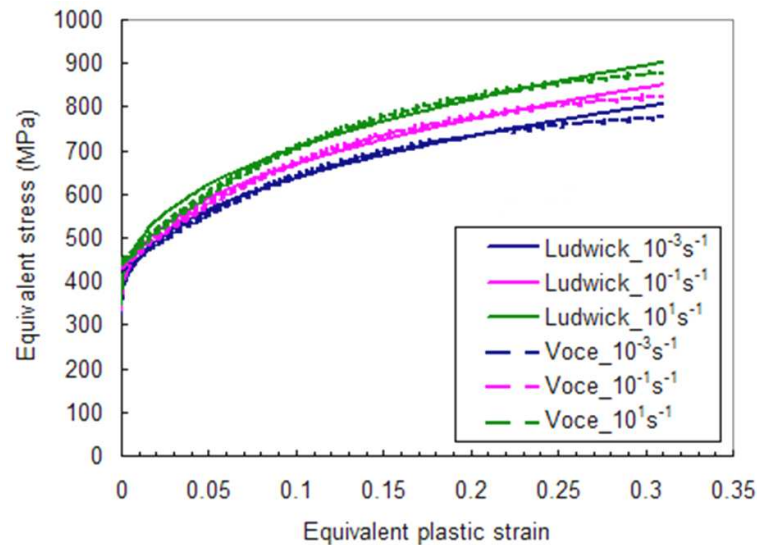


FIGURE 1.60 – Effet de la vitesse de déformation sur les lois d'écrouissage identifiées à partir de l'essai de traction biaxiale.

Une identification sur une plage de vitesse de déformation identique a également été menée sur le même matériau, à partir d'essais de traction monoaxiale. Les résultats sont visibles sur la figure 1.61 pour les deux types d'écrouissage (Ludwick et Voce). Concernant la sensibilité à la vitesse de déformation, celle-ci est identique à celle qui avait été trouvée pour les essais de traction biaxiale, ce qui valide une fois de plus la démarche proposée dans un cadre dynamique. Il est intéressant de noter que les deux formes d'écrouissage donnent des résultats très proches pour des déformations inférieures à 15%. Cette valeur de 15% correspond à la valeur maximale de déformation homogène mesurée au cours de l'essai de traction monoaxiale. Au delà de 15%, les deux lois divergent et donneront des résultats très différents lors de la simulation d'un procédé de mise en forme comportant des grandes déformations. Les résultats de l'essai de traction monoaxiale conduisent à une plus grande imprécision concernant le choix de la forme d'écrouissage.

### 3.3 Conclusions

Ces deux études ont montré tout le potentiel de l'essai de traction biaxiale pour la caractérisation du comportement mécanique des tôles métalliques. La multiplicité des états de déformation permet l'identification d'un critère de plasticité anisotrope complexe. La caractérisation de lois d'écrouissage viscoplastiques pour de grandes déformations est possible pour



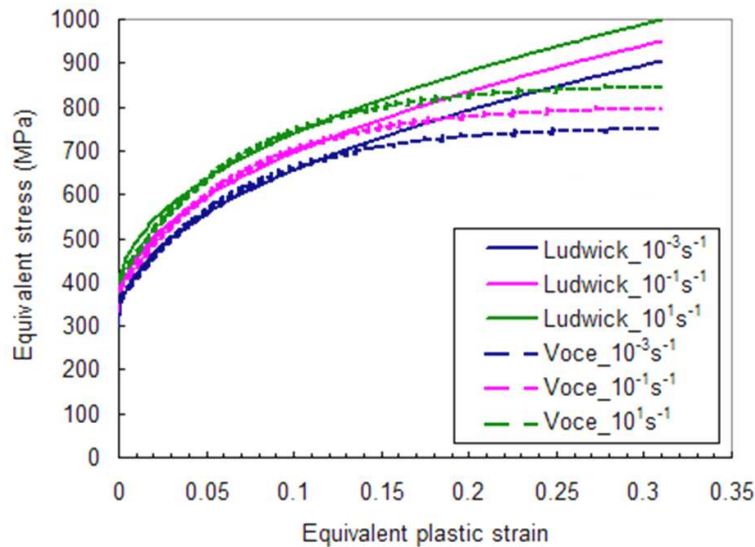


FIGURE 1.61 – *Effet de la vitesse de déformation sur les lois d'érouissage identifiées à partir de l'essai de traction monoaxiale.*

une géométrie particulière d'éprouvette cruciforme. Le pilotage indépendant des deux axes de l'éprouvette cruciforme autorise un large balayage des états de déformations rencontrés au cours d'un procédé de mise en forme, contrairement aux essais conventionnels de cisaillement ou de bulge classiquement utilisés pour la caractérisation des tôles. L'intégration de la vitesse de déformation dans la procédure d'identification de l'érouissage est concluante et il serait également facile de mesurer l'impact de ce paramètre opératoire sur la valeur des paramètres du critère de plasticité. La réalisation de ces essais à différentes températures est envisagée et semble assez aisée à mettre en oeuvre compte tenu de la conception du dispositif.

Plusieurs formes d'éprouvette cruciforme ont été utilisées pour la caractérisation des limites de formabilité, de l'érouissage et du critère de plasticité. La question que l'on peut légitimement se poser est la suivante : "Peut-on envisager un essai universel à partir d'une certaine forme d'éprouvette cruciforme qui nous permettrait de caractériser le comportement mécanique d'une tôle avec un nombre minimal d'essais sur un dispositif unique?". Ce type d'essai est bien sûr envisageable mais le grand nombre de paramètres à identifier exige beaucoup de prudence. L'identification séquentielle du critère de plasticité puis de l'érouissage s'est avérée finalement intéressante car nous avons vu qu'un critère de plasticité peu adapté pour l'alliage d'aluminium conduisait à une mauvaise identification de la loi d'érouissage. La simulation de la deuxième forme d'éprouvette cruciforme a permis une validation du critère de plasticité identifié avec la première. Une approche découplée paraît plus séduisante, elle faciliterait également la caractérisation de formes d'érouissage mixte, plus complexes, grâce au suivi de chemins de chargement non monotones.

# Simulation de procédés de mise en forme

---

L'élaboration de nouvelles nuances de matériaux couplée à une amélioration continue des outils de production (flexibilité, rapidité, qualité des produits, ...) conduit les acteurs du domaine de la mise en forme à imaginer et développer des techniques de fabrication innovantes. Ces nouvelles techniques sont généralement complexes et nécessitent de maîtriser de nombreux paramètres process. La mise en oeuvre d'un outil prédictif fiable constitue une étape clé quant à la réussite de ces procédés puisque cet outil permettra non seulement de montrer leur faisabilité mais également de les optimiser. Une connaissance précise du comportement des matériaux pour les conditions propres du procédé est bien sûr requise mais dans certains cas, le modèle devra aller plus loin et intégrer le comportement du système de fabrication.

La mise en oeuvre d'une démarche globale matériau-process-machine s'applique parfaitement à la simulation du procédé de formage incrémental robotisé. Si le formage incrémental a fait l'objet de nombreuses recherches académiques, son association avec un robot manipulateur sériel ou parallèle ouvre quant à elle de nouvelles perspectives industrielles, grâce à des capacités dynamiques accrues et des volumes accessibles plus conséquents. Dans ce cas précis, pour garantir la qualité dimensionnelle des pièces formées, le développement d'un modèle prédictif ne peut se faire sans l'intégration du comportement élastique du système poly-articulé. Ce travail, situé à l'interface des domaines de la caractérisation des matériaux, de la simulation numérique et de la robotique, a pu être mené grâce à une parfaite complémentarité des compétences de l'équipe PSM (Procédés et Systèmes Mécaniques) du LGCGM. Le projet s'est concrétisé avec la thèse de Jérémie Belchior [6], soutenue en 2013 et financée par une allocation moniteur normalien.

Dans le cadre de plusieurs collaborations avec le constructeur aéronautique AIRBUS, différents procédés innovants de mise en forme de tôles d'alliage d'aluminium ont également été

étudiés. Ces études portaient essentiellement sur des simulations numériques pour valider et optimiser des paramètres process. La simulation du procédé d'hydroformage sur une géométrie classique a notamment permis la détermination d'une plage de formage idéale afin de prévenir tout risque de déchirement ou de flambage de la tôle formée. Un nouveau procédé de mise en forme des structures raidies, non développé dans ce mémoire, a également été proposé puis validé par une campagne expérimentale. Le développement de ce dernier procédé a fait l'objet du travail de thèse de Mohamed Elamine Ait Ali [2], soutenue en 2009.

## 4.1 Formage incrémental robotisé

Le procédé de formage incrémental consiste à déformer localement et de manière successive une tôle grâce au pilotage d'un poinçon, généralement hémisphérique, de faibles dimensions (Fig. 1.62). De nombreuses variantes ont été proposées pour améliorer le procédé comme l'ajout d'un deuxième poinçon ou encore la mise en place d'une contre-forme.

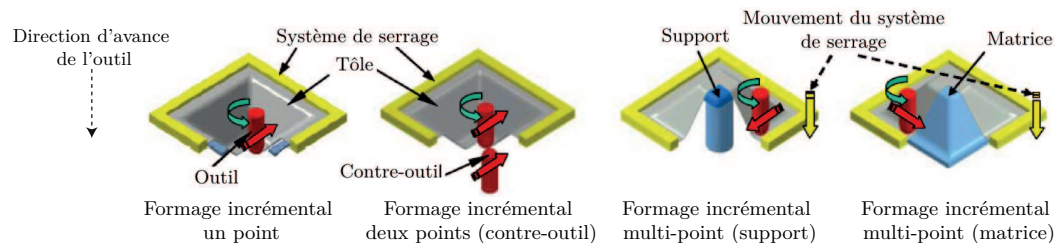


FIGURE 1.62 – *Différents types de formage incrémental.*

L'idée générale de ce procédé reste la mise en oeuvre d'un outillage simple et flexible, capable de fabriquer des pièces de géométrie complexe. Il évite ainsi la conception et la réalisation d'outillages spécifiques coûteux. Néanmoins, compte tenu de temps de production relativement élevés, ce type de procédé est plutôt réservé à des applications de prototypage ou pour la réalisation de petites séries. L'amélioration de la précision dimensionnelle des pièces formées reste un enjeu majeur pour une utilisation industrielle à plus grande échelle du procédé.

La majorité des études publiées sur le sujet portent sur des pièces fabriquées à partir de machine-outils à commande numérique (MOCN) trois axes. Ces machines sont très courantes et la génération de la trajectoire du poinçon est facilitée par l'existence d'outils intégrés de programmation de trajectoires. De plus, la grande rigidité structurelle de ces machines limite leurs déformations et évite d'intégrer ce paramètre dans les phases d'optimisation du procédé. L'utilisation d'un robot offre une flexibilité et un espace de travail plus importants par rapport à une MOCN. Il présente, également, un avantage économique pour un volume de travail équivalent. Malgré de nombreux avantages, le manque de rigidité structurelle d'un robot nécessite de prendre en compte ses déformations élastiques lorsqu'un effort de formage important est appliqué sur la tôle. L'intégration de l'élasticité du robot dans un modèle prédictif du procédé permet de corriger la trajectoire de formage et de garantir ainsi des tolérances acceptables pour la pièce formée. Toute la difficulté de l'approche prédictive repose donc sur une bonne connaissance du comportement de la tôle et du robot pour évaluer respectivement les efforts de formage et les niveaux de déformation du manipulateur.

#### 4.1.1 Modèle prédictif de l'effort de formage

Quelques modèles analytiques ont été proposés pour prédire la forme finale des pièces formées et les efforts de formage. Malgré une certaine facilité d'utilisation, ces modèles restent relativement simplistes et ne permettent pas une estimation précise des efforts de formage pour tout type de pièce et en tout point de la trajectoire de formage. Le recours à la méthode des éléments finis est donc nécessaire pour améliorer la prédiction des efforts. De nombreuses études ont été menées sur différents codes commerciaux et pour toutes ces simulations, la maîtrise des temps de calcul reste une problématique récurrente. Pour diminuer ces temps de calcul, une modélisation assez simpliste du problème est généralement retenue. Le système de bridage de la tôle n'est quasiment jamais modélisé. Il est remplacé par des conditions très rigidifiantes d'encastrement sur le bord de la tôle [10]. Le choix du type d'élément se porte généralement sur des éléments de type coque, suffisants pour prédire correctement la forme finale mais très imprécis pour l'évaluation des efforts de formage. En effet, les formulations retenues négligent la part du cisaillement transverse dans les mécanismes de déformation se développant à l'interface poinçon/tôle alors que plusieurs études récentes ont confirmé sa présence [24]. Concernant la modélisation du comportement élastoplastique du matériau, une loi d'érouissage isotrope de type puissance associée à un critère de plasticité isotrope de von Mises est généralement introduite dans le modèle. Les matériaux les plus utilisés en formage incrémental sont les alliages d'aluminium.

Afin de choisir une modélisation adéquate du procédé de formage incrémental qui présenterait un bon compromis entre temps de calcul et précision des efforts de formage, des efforts expérimentaux ont été mesurés sur une géométrie de référence puis comparés aux résultats de différentes modélisations EF. Cette étude a fait l'objet d'une publication dans la revue internationale *Journal of Materials Processing Technology* [8]. La géométrie choisie est un cône tronqué d'angle  $45^\circ$  réalisé à partir d'une tôle d'épaisseur  $1\text{mm}$  (Fig. 1.63). Le choix du matériau s'est porté sur l'alliage 5086 qui présente une aptitude au formage intéressante et qui a déjà fait l'objet d'applications en formage incrémental.

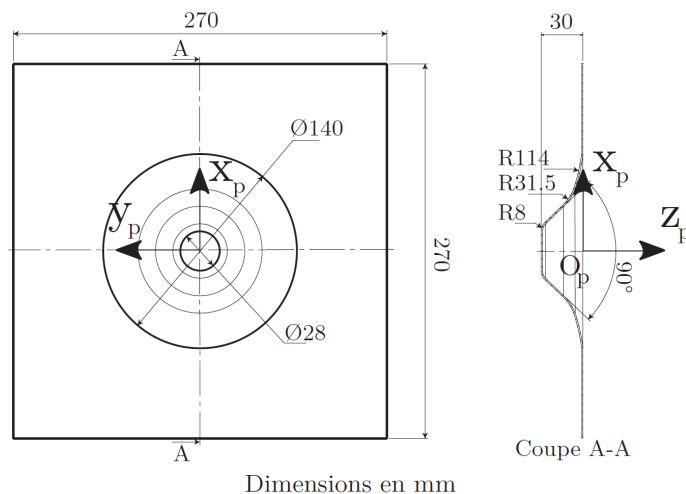


FIGURE 1.63 – Définition de la géométrie de référence.

Le poinçon de formage est hémisphérique et possède un diamètre de  $15\text{mm}$ . Une graisse

est appliquée entre la tôle et le poinçon afin de minimiser les frottements. Le système de bridage de la tôle est composé d'un cadre et d'un serre-flan axisymétriques dont l'épaisseur importante garantit une pression de serrage relativement homogène au cours de l'opération de formage (Fig. 1.64).

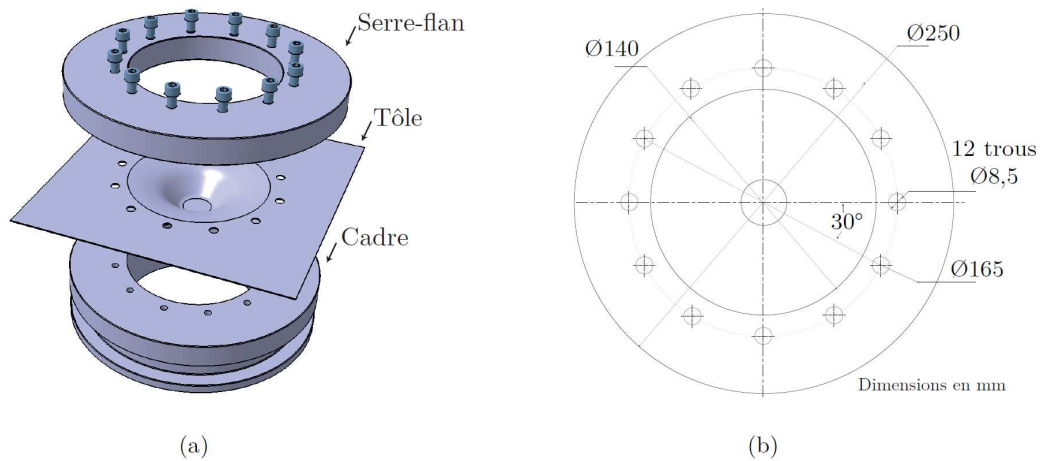


FIGURE 1.64 – *Système de bridage.*

La trajectoire outil est calculée à partir du profil paramétré du cône. Un générateur de trajectoire a été spécifiquement programmé sous Matlab. L'influence du choix de la trajectoire a été largement discutée dans la littérature et nous avons choisi l'approche classique qui conduit à incrémenter le déplacement axial du poinçon de  $1\text{mm}$  après chaque tour (Fig. 1.65).

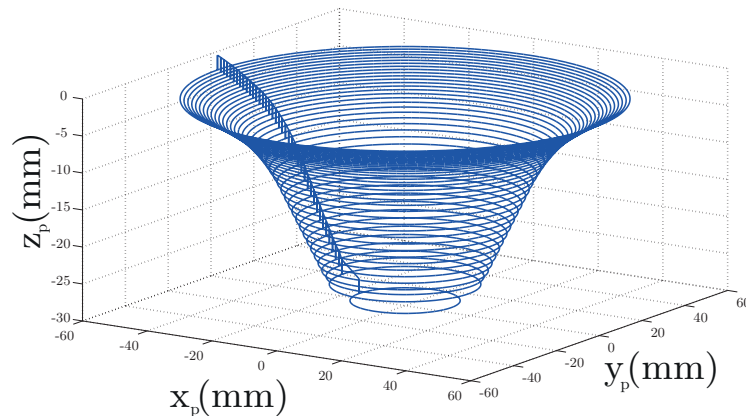


FIGURE 1.65 – *Trajectoire par contours circulaires successifs et déplacement axial de  $1\text{mm}$  du poinçon.*

Dans un premier temps, les essais ont été menés sur une MOCN trois axes à structure cartésienne afin de s'affranchir d'éventuelles déformations élastiques de la machine. Les résultats d'essai constitueront une référence pour la validation du modèle EF qui suppose un comportement infiniment rigide du poinçon. Les efforts appliqués par l'outil sur la tôle sont

mesurés par l'intermédiaire d'une cellule d'effort 6 composantes placée entre la table de la MOCN et le système de bridage. La variation des efforts étant très faible sur un tour, un filtrage est appliqué sur la mesure des efforts afin de moyenner les valeurs mesurées sur un tour. Une représentation incrémentale des efforts de formage est donc obtenue (Fig. 1.66) et sera directement comparée aux évolutions calculées.

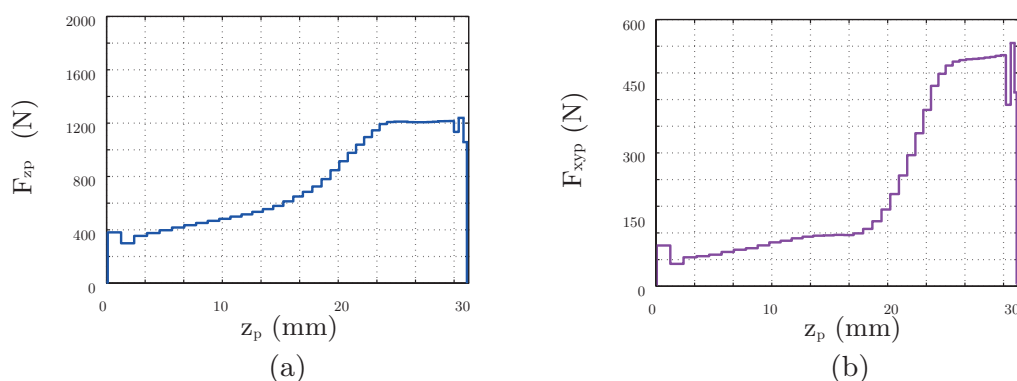


FIGURE 1.66 – Effort axial (a) et radial (b) mesurés au cours de l'opération de formage.

Pour le choix du modèle EF, plusieurs paramètres semblent affecter la précision du calcul des efforts de formage. Les études précédentes ont montré que les paramètres les plus influents étaient : le choix des éléments (prise en compte ou non du cisaillement transverse), la modélisation du comportement élastoplastique (écrouissage isotrope ou cinématique, critère de plasticité) et la modélisation des conditions aux limites (encastrement ou pression de bridage). Pour quantifier le poids de chacun de ces paramètres sur la prédiction des efforts, les résultats de quatre modèles EF (Tab. 1.1) sont comparés aux mesures expérimentales.

TABLE 1.1 – Modèles EF retenus

|                   | Type d'éléments | Conditions aux limites | Lois d'écrouissage |
|-------------------|-----------------|------------------------|--------------------|
| <b>Modèle 0</b>   | Coque (S4R)     | Encastrement           | Ludwick            |
| <b>Modèle 1</b>   | 3D (C3D8I)      | Encastrement           | Ludwick            |
| <b>Modèle 2-1</b> | 3D (C3D8I)      | Pression               | Ludwick            |
| <b>Modèle 2-2</b> | 3D (C3D8I)      | Pression               | Voce               |

Le modèle 0 reprend les hypothèses classiques de la littérature. Le modèle 1 intègre des éléments 3D dans la zone de contact du poinçon afin de prendre en compte la contribution du cisaillement transverse. Une formulation mixte est néanmoins choisie pour réduire les temps de calcul. Les éléments de type coque sont conservés dans les zones n'entrant pas en contact avec le poinçon (Fig. 1.67).

Les modèles 2-1 et 2-2 proposent une modélisation plus réaliste des conditions de bridage de la tôle. Une pression uniforme est appliquée au niveau de la zone de contact entre la tôle et le serre-flan. La valeur de la pression est évaluée à partir du couple de serrage appliqué sur chacune des vis. Un coefficient de frottement de 0.05 est retenu pour ce contact mais son incidence sur la valeur des efforts calculés reste assez faible. La différence entre les modèles

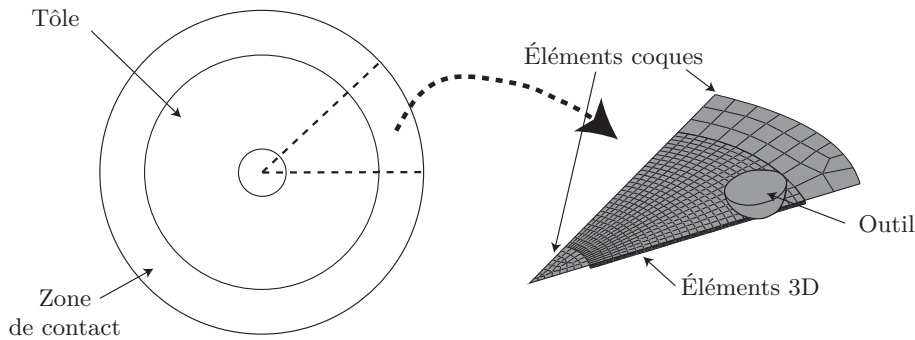


FIGURE 1.67 – Modèle EF mixte intégrant des éléments de type coque et des éléments 3D.

2-1 et 2-2 porte sur le type de loi d'érouissage introduit. Les niveaux de déformation atteints en formage incrémental sont très élevés. Ils sont généralement supérieurs à 70%. Les modèles de courbes limites de formage établis pour les opérations classiques d'emboutissage ne sont d'ailleurs pas applicables. Plusieurs pistes ont été évoquées dans la littérature pour expliquer ce gain de formabilité [17] : effet stabilisant du cisaillement transverse ou encore forte non-linéarité des chemins de déformation. Compte tenu du niveau de déformation atteint, les dispositifs de caractérisation classiques ne permettent pas d'établir un choix précis du modèle d'érouissage pour le matériau formé. Deux lois d'érouissage très différentes ont donc été choisies pour simuler le procédé (Fig. 1.68) et évaluer leur impact sur le calcul des efforts de formage. Néanmoins, une loi saturante de type Voce est a priori plus représentative du comportement réel d'un alliage d'aluminium pour de très grandes déformations.

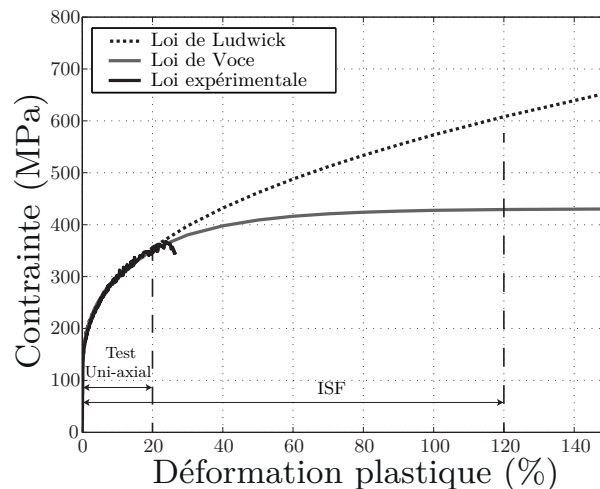
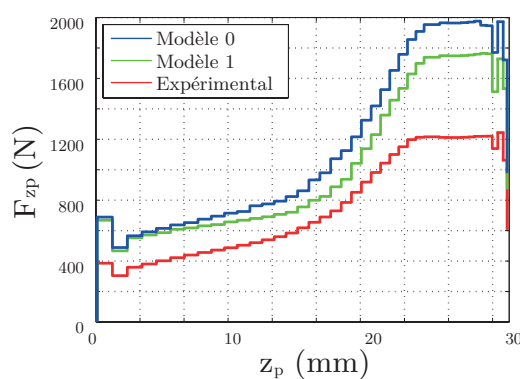


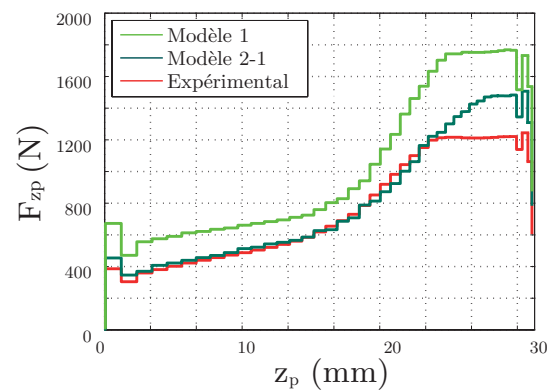
FIGURE 1.68 – Lois d'érouissage introduites dans les modèles 2-1 et 2-2.

La comparaison entre les différents modèles EF et la mesure expérimentale est visible sur la figure 1.69. Comme cela a déjà été noté dans la littérature, le modèle classique (modèle 0) surestime considérablement l'effort axial. Pour ce cas précis, la surestimation maximale est de l'ordre de 750N au niveau du palier d'effort, ce qui représente environ 60% de la mesure expérimentale. La formulation mixte du modèle 1 permet d'améliorer la prédiction

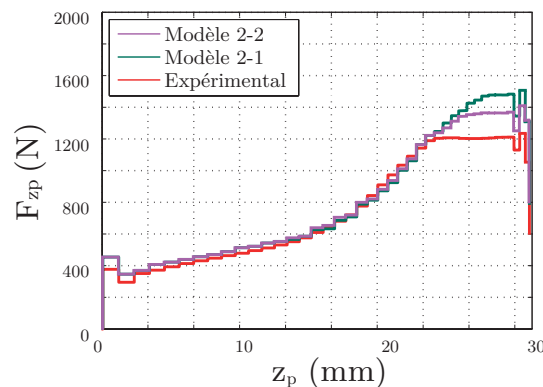
de l'effort dès le début de l'opération. Pour ce modèle, l'écart maximal passe de  $750N$  à  $580N$  (Fig. 1.69(a)). Le modèle 2-1 associé à une modélisation plus réaliste des efforts de bridage permet une très bonne estimation de l'effort axial jusqu'à une profondeur de formage de l'ordre de  $20mm$  (Fig. 1.69(b)). La différence observée en fin d'opération est due à un retard concernant la prédiction du palier d'effort qui intervient à une profondeur de l'ordre de  $26mm$  pour le modèle EF contre une profondeur mesurée de  $22mm$ . Le choix du modèle élastoplastique intervient aussi sur la profondeur d'apparition du palier d'effort, comme le montre la figure 1.69(c). La loi de Voce permet de se rapprocher de la mesure expérimentale et dans ce cas, l'écart maximal ne dépasse pas 12% de la valeur d'effort axial mesurée. Des conclusions strictement identiques peuvent être tirées sur l'évaluation des efforts radiaux.



(a) Modèle 0 et Modèle 1



(b) Modèle 1 et Modèle 2-1



(c) Modèle 2-1 et Modèle 2-2

FIGURE 1.69 – Comparaison des efforts axiaux calculés et mesurés.

Une attention toute particulière doit donc être prêtée au choix des hypothèses de modélisation. Le modèle EF doit rester suffisamment précis tout en garantissant des temps de calcul raisonnables. Le modèle 2-2 semble répondre à ce critère. Il reste à évaluer le gain de précision obtenu en intégrant ces niveaux d'effort dans le modèle de comportement élastique d'une structure robotisée de formage.



#### 4.1.2 Amélioration de la précision dimensionnelle des pièces formées

Compte tenu des niveaux d'effort mis en oeuvre lors du formage du cône, le choix du manipulateur s'est porté sur un robot industriel FANUC S420iF utilisé habituellement pour des procédés d'assemblage. Il possède une boucle cinématique fermée qui augmente sa rigidité structurelle (Fig. 1.70).

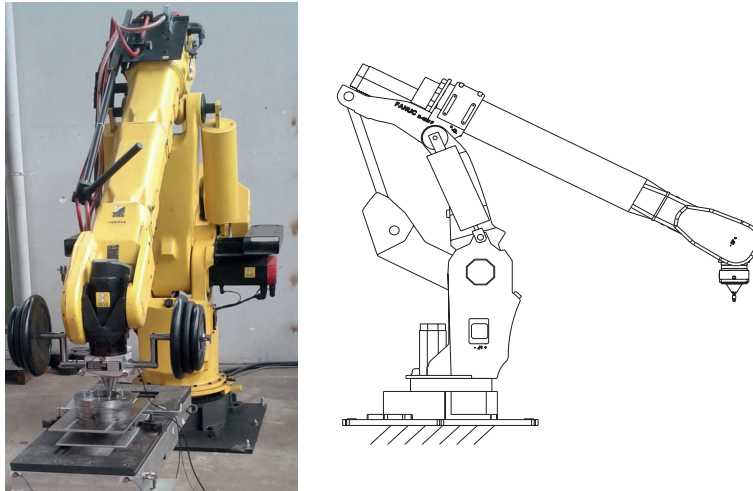


FIGURE 1.70 – Robot FANUC S420iF utilisé pour la mise en oeuvre du formage incrémental robotisé.

Pour réduire les erreurs de pose du robot, dues aux déformations élastiques de sa structure lors de l'opération de formage, une approche couplée matériau/structure machine a été proposée (Fig. 1.71). Grâce à la trajectoire outil définie à partir du profil nominal et au calcul des efforts de formage, le modèle élastique de la structure permet de calculer les déplacements de l'outil induits par les déformations élastiques des éléments et des articulations du robot. La correction de la trajectoire est réalisée à partir d'une compensation de type "miroir" qui consiste à ajouter à la trajectoire nominale les déplacements élastiques calculés.

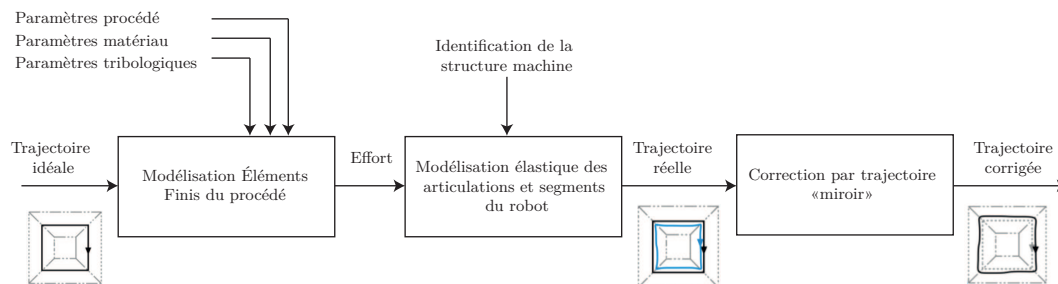


FIGURE 1.71 – Approche couplée matériau/structure machine.

Les détails du modèle élastique du robot ont été donnés dans un article publié dans la revue internationale *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing* [7]. Pour évaluer la pertinence des différentes hypothèses de calcul adoptées dans le modèle EF, différents cônes tronqués ont été fabriqués en injectant dans le modèle élastique du robot les efforts calculés

à partir des modèles 0, 1, 2-1 et 2-2. La figure 1.72 donne l'écart moyen mesuré entre le profil de la génératrice obtenu avec une structure très rigide (MOCN) et le profil obtenu avec le robot. Le profil est mesuré grâce à une machine à mesurer tridimensionnelle.

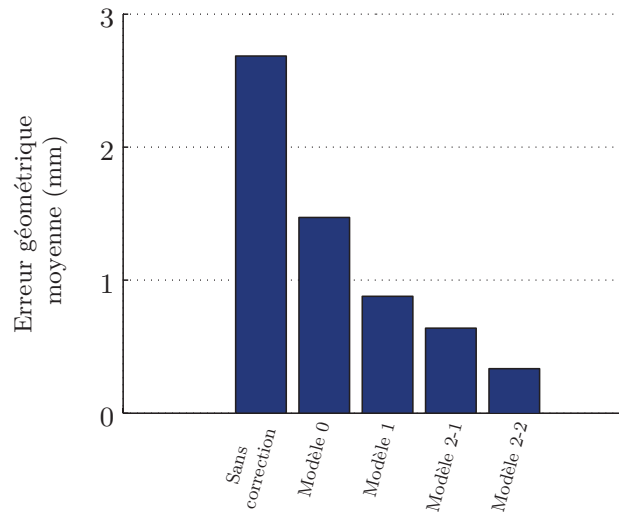


FIGURE 1.72 – Erreurs géométriques moyennes pour les différents modèles EF.

La figure 1.72 montre, tout d'abord, que l'utilisation du robot sans correction induit des erreurs de pose inacceptables (erreur moyenne de l'ordre de  $3mm$ ). Le gain de précision est clairement démontré lorsqu'un modèle EF adapté est utilisé pour prédire les efforts de formage. Le modèle 0 basé sur les hypothèses classiques de la littérature conduit à une erreur supérieure à  $1mm$ . Conformément aux résultats précédents, le modèle 2-2 permet de minimiser les erreurs moyennes de pose du robot qui sont de l'ordre de  $0.3mm$ .

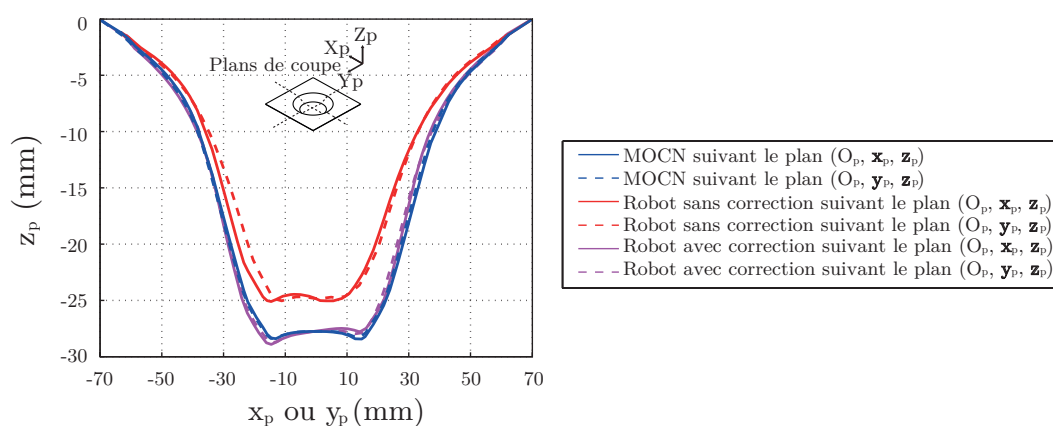


FIGURE 1.73 – Profils formés avec et sans correction.

La visualisation du profil complet du cône (Fig. 1.73) donne une meilleure idée de la précision obtenue sans et avec correction (modèle 2-2) de la trajectoire du robot. La compensation

des déformations élastiques de la structure robotisée permet d'atteindre la précision obtenue avec la structure rigide de la MOCN. La méthodologie a également été appliquée au formage d'une pyramide vrillée (Fig. 1.74).

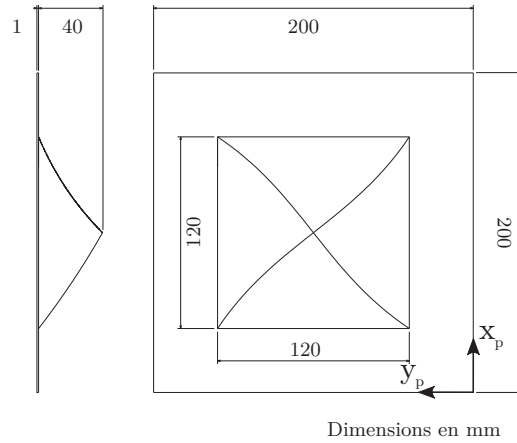


FIGURE 1.74 – Géométrie de la pyramide vrillée.

Pour visualiser l'effet de la correction, les erreurs absolues entre la norme de la trajectoire nominale et la norme de la trajectoire mesurée (mesures effectuées par un système de mesure par photogrammétrie), avec et sans correction, sont tracées dans le plan initiale de la tôle (Fig. 1.75).

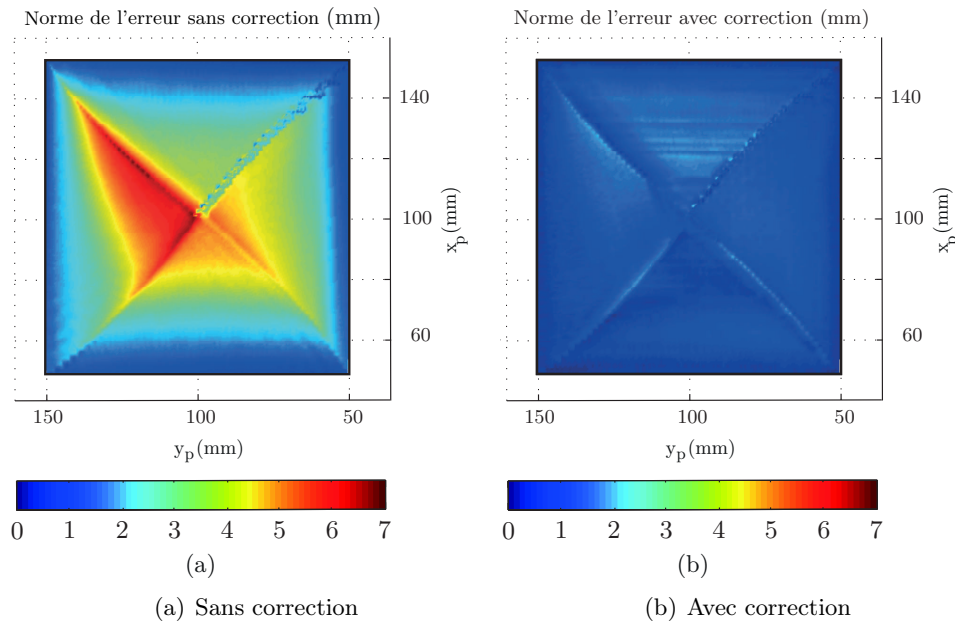


FIGURE 1.75 – Norme de l'erreur de suivi de trajectoire.

L'approche proposée dans ce travail a été validée expérimentalement sur deux pièces de géométrie différente (symétrique et asymétrique). Pour chacune de ces pièces, l'amélioration

de la pose du robot est comprise entre 80% et 90% par rapport à une trajectoire non corrigée. La performance de l'approche est directement liée à la précision du modèle EF qui, grâce à des hypothèses bien choisies, garantit une précision géométrique comparable à celle obtenue avec une structure rigide. Par contre, l'utilisation d'un robot ouvre de nouvelles perspectives en terme de volume formé, de flexibilité ou encore de coût d'investissement. Le coût de mise en oeuvre est également limité puisque l'approche proposée est "hors-ligne" et ne nécessite pas de dispositifs particuliers pour corriger la trajectoire lors de l'opération de formage.

## 4.2 Hydroformage de tubes

Le procédé d'hydroformage consiste à déformer une tôle grâce à un fluide sous pression et au mouvement maîtrisé de certains éléments d'un outillage de forme. Une application classique du procédé consiste à former un tube en T à partir d'un tube rectiligne (Fig. 1.76(a)). La forme complexe d'un tube en T est ainsi obtenue sans soudure.

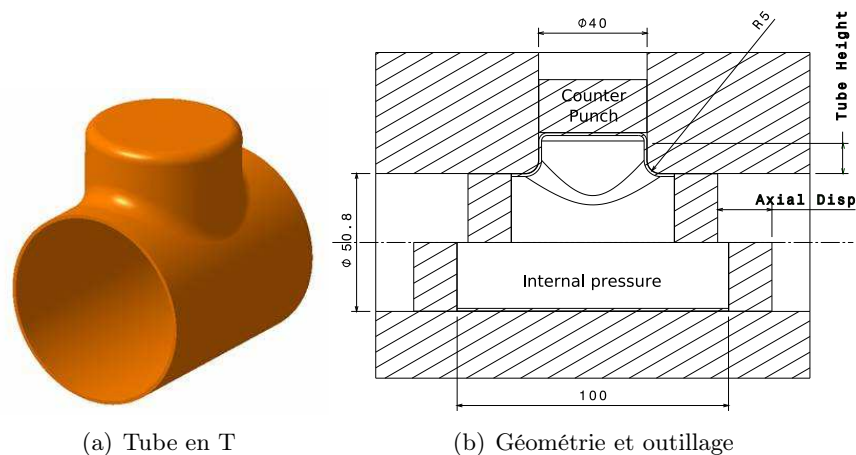


FIGURE 1.76 – Hydroformage d'un tube en T.

Le succès du formage du tube passe par une bonne maîtrise du pilotage de trois paramètres : la pression interne, le déplacement axial (*Axial Disp* sur la figure 1.76(b)) et le déplacement du contre-poinçon (*Counter Punch* sur la figure 1.76(b)). Les deux derniers paramètres facilitent l'écoulement de la matière dans la matrice mais leur évolution temporelle doit être soigneusement choisie suivant l'évolution de la pression interne. Une optimisation de ces évolutions est possible afin d'augmenter les chances de réussite de l'opération de mise en forme (Fig. 1.77).

Lors de la simulation du procédé, la qualité finale de la pièce est évaluée suivant quatre critères :

- (FLC Def) : Les déformations planes calculées en tout point de la pièce doivent être situées sous la courbe limite de formage du matériau. Des points situés au-dessus de la CLF (Fig. 1.78(a)) indiquent un risque d'apparition de striction localisée puis de rupture.
- (CYL Def) : Pour une hauteur de tube donnée (*Tube Height* sur la figure 1.76(b)), le défaut de cylindricité doit être inférieur à 1%. Pour le cas traité, la hauteur requise était

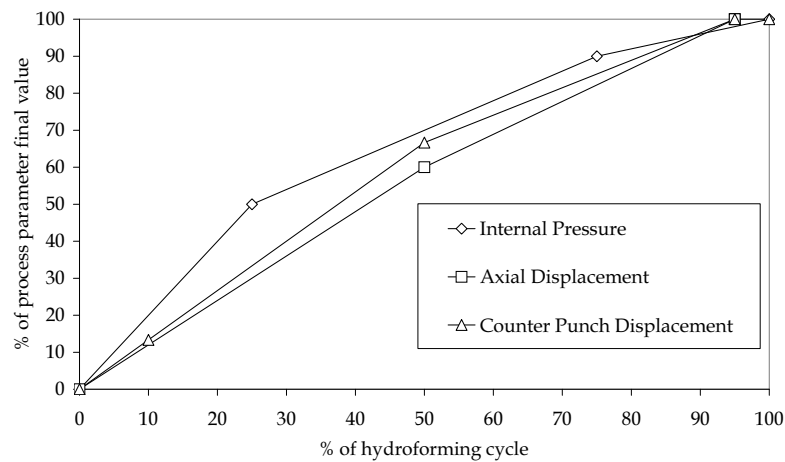


FIGURE 1.77 – Evolution des principaux paramètres au cours d'un cycle d'hydroformage.

de  $10\text{mm}$ .

- (STH Def) : En tout point du tube, la réduction de l'épaisseur de la tôle doit être inférieure à 12%. L'épaisseur initiale était de  $1.02\text{mm}$ .
- (WRK Def) : Pas d'apparition d'instabilités géométriques locales de type *wrinkling* (Fig. 1.78(b)).

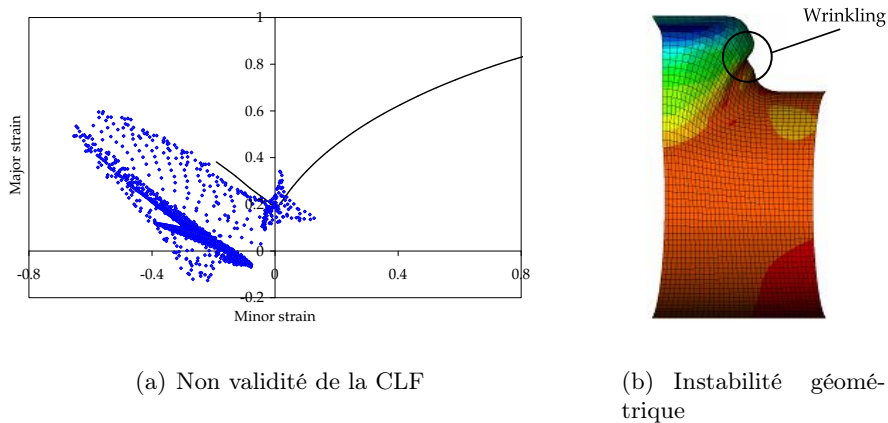


FIGURE 1.78 – Défauts observés.

Compte tenu de la symétrie du problème, seul un quart du tube est modélisé par EF. L'influence du déplacement du contre-poinçon étant assez limitée, un déplacement final de  $15\text{mm}$  a été défini pour la suite de l'étude paramétrique. Pour les évolutions données par la

figure 1.77, la variation des valeurs finales de la pression et du déplacement axial a conduit au tracé d'un diagramme original, nommé *Process Diagram* par la suite. Ce *Process Diagram* (Fig. 1.79) permet de visualiser la plage de variation optimale de ces deux paramètres pour l'hydroformage d'un tube sans défaut [53]. Suivant les valeurs de pression et de déplacement axial choisies, chacun des défauts décrits précédemment est susceptible d'apparaître sur la pièce : un défaut de pression interne entraîne soit une perte de cylindricité, soit une instabilité locale alors qu'un déplacement axial trop faible peut conduire à un mauvais écoulement de la matière, ce qui engendre amincissement inacceptable de la tôle et striction localisée.

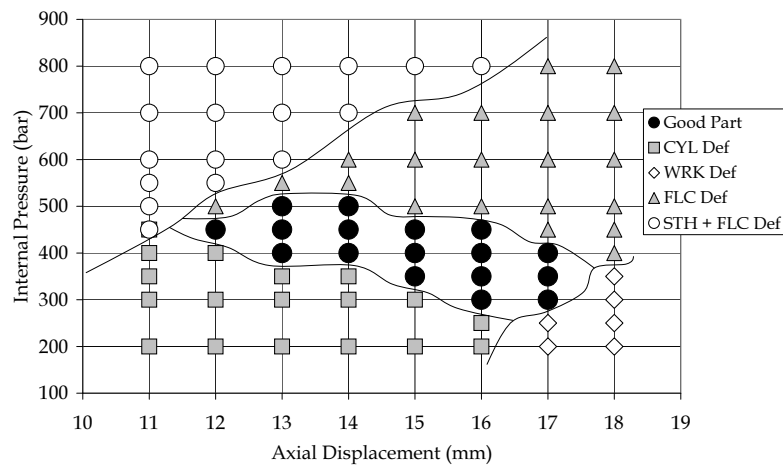


FIGURE 1.79 – *Process Diagram*.

Cette étude montre tout l'intérêt d'intégrer l'outil de simulation dans la phase de choix et d'optimisation des paramètres process. Pour augmenter l'étendue des couples pression interne - déplacement axial conduisant à l'hydroformage de tubes corrects, le recours à un hydroformage en température pourrait permettre d'améliorer la formabilité des tôles d'alliage d'aluminium et, ainsi, étendre la zone d'hydroformage optimale vers les hautes pressions et les grands déplacements axiaux. Néanmoins, les vitesses de déformation observées lors de l'hydroformage d'un tube sont généralement comprises dans la gamme des vitesses de déformation intermédiaires. Comme nous l'avons déjà vu lors de l'étude des effets couplés de la température et de la vitesse de déformation sur la formabilité, ces niveaux de vitesse de déformation peuvent être préjudiciables pour la formabilité. L'identification précise de la zone d'hydroformage optimale passe donc par une modélisation numérique précise du procédé, conditionnée par une bonne connaissance du comportement du matériau pour les conditions opératoires sélectionnées.

### 4.3 Conclusions

Ces deux études ont encore une fois montré la nécessité d'introduire un modèle de comportement précis du matériau formé lors de la simulation d'un procédé de mise en forme.

Concernant le procédé de formage incrémental, la détermination de limites de formabilité adaptées fait aujourd'hui cruellement défaut. En effet, les courbes limites de formage classiques établies à partir de chemins de déformation linéaires sont incapables de prédire les hauts niveaux de déformations atteints au cours de ce procédé. Les chemins de déformation mesurés et calculés pour un point matériel de la tôle sont fortement non linéaires comme le montre la figure suivante (Fig. 1.80). Le déficit d'études sur le sujet peut s'expliquer par une

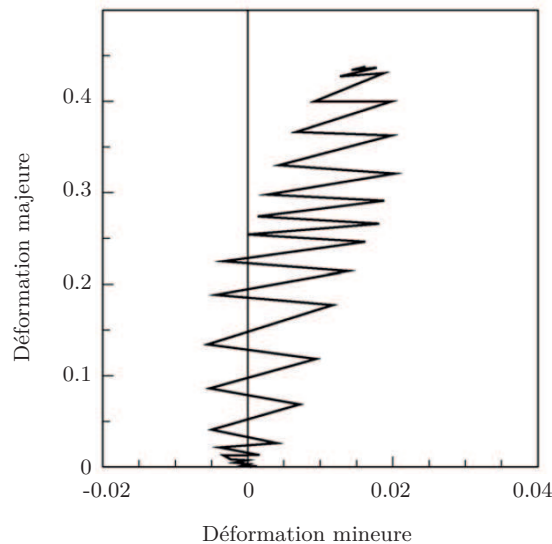


FIGURE 1.80 – Exemple de chemin de déformation non linéaire calculé en un point de la tôle [18].

difficulté certaine à reproduire ce type de chemin de déformation avec un dispositif d'essai conventionnel de laboratoire. Le dispositif de traction biaxiale déjà présenté pourrait s'avérer, dans ce cas, très utile puisqu'un chemin de déformation continûment variable peut être atteint grâce à un pilotage adapté des deux axes de l'éprouvette cruciforme. Cette étude est envisagée et permettrait d'évaluer plus précisément le rôle de la non linéarité du chemin de déformation sur le gain de formabilité du matériau.

Un travail est actuellement en cours pour mettre en évidence l'intérêt du robot manipulateur sériel pour le formage incrémental de pièces de grandes dimensions. Dans le but de réduire la durée du cycle de formage, l'étude comprend également l'évaluation du comportement dynamique du robot pour des vitesses de formage élevées. Pour cette configuration, il sera certainement nécessaire d'inclure l'effet de la vitesse de déformation dans la formulation des lois de comportement introduites dans le modèle numérique.

## Projets de recherche

---

La recherche et la maîtrise de nouveaux matériaux ont toujours été des moteurs pour le développement des activités humaines. Ce sont des matériaux qui qualifient les différents âges de l'humanité! La maîtrise des matériaux passe par une bonne connaissance de leurs comportements mécaniques. Pour y parvenir, il est indispensable de développer des approches couplées expérimentation/modélisation/identification. La phase de caractérisation expérimentale nécessite la mise en oeuvre de dispositifs spécifiques, susceptibles de se rapprocher des conditions d'utilisation réelles du matériau, que ce soit en service ou lors d'une opération de mise en forme.

Dans cette optique, un dispositif de traction biaxiale a notamment été développé au cours de mes activités de recherche. Ce dispositif, associé à différentes formes d'éprouvettes cruciformes, a permis la publication de travaux de recherche originaux sur l'identification de critères de plasticité complexes, de lois d'écrouissage sous sollicitations dynamiques ou encore sur la caractérisation de limites de formabilité. À titre personnel, ces différentes études m'ont notamment permis d'acquérir des compétences fortes en sciences expérimentales, tant sur la technologie des bancs d'essai que sur les moyens de mesure de différentes grandeurs physiques. Cette activité à dominante expérimentale complète des compétences en modélisation analytique et numérique du comportement mécanique de différents types de matériaux, acquises durant et après mes travaux de thèse. Même si cette activité a été assez peu évoquée dans ce mémoire, un encadrement doctoral portant sur l'optimisation de systèmes de suspension moteur, m'a également permis de renforcer certaines compétences portant sur le choix et la maîtrise des techniques d'optimisation. Les outils utilisés ont pu être transférés vers les procédures d'identification des paramètres des différents comportements mécaniques étudiés. L'ensemble des compétences scientifiques acquises au cours de ces activités de recherche couvrent donc le triptyque expérimentation/modélisation/identification précédemment évoqué.

Plusieurs perspectives d'étude ont déjà été évoquées dans la précédente synthèse. Elles



permettent d'envisager un certain nombre de projets de recherche vers lesquels je souhaiterais orienter mes activités "post-HDR". Dans la continuité de mes activités passées, le fil directeur de ces projets resterait l'amélioration de la caractérisation expérimentale et de la modélisation du comportement mécanique de matériaux innovants, pour des conditions réelles de mise en forme et d'utilisation. Sans être exhaustif, je vois quatre axes majeurs promis à des perspectives d'applications intéressantes.

### **Caractérisation de la formabilité de matériaux multi-couches**

Deux types de matériaux très différents ont été étudiés au cours de mes activités de recherche : des matériaux hétérogènes de type sandwich et des tôles métalliques homogènes. Les matériaux multi-couches présentent un potentiel formidable (rigidité spécifique élevée, absorption des chocs, isolation thermique et acoustique, ...). On les évoque dans le secteur de l'automobile même si leur mode d'élaboration n'est pas toujours compatible avec de la très grande série. La combinaison de matériaux plutôt conventionnels (alliages d'aluminium, aciers dual phase, ...) avec des matériaux légers mais assez faciles à mettre en oeuvre (mousses, thermoplastiques, ...) pourrait conduire à des matériaux multi-couches performants et assez faciles à fabriquer. Le conditionnement de ces matériaux sous forme de tôles minces permettrait d'envisager une mise en forme avec des moyens relativement conventionnels. Néanmoins, il resterait à appréhender correctement le comportement de ces matériaux lors de l'opération de formage en qualifiant de nouveaux critères pour les limites de formabilité qui intégreraient l'état de contrainte résiduel dans les différentes couches du matériau. C'est une perspective d'étude qui me semble très intéressante et pour laquelle je pense avoir développé plusieurs compétences : la caractérisation de la formabilité à l'échelle globale d'un matériau et la modélisation du comportement mécanique d'un matériau hétérogène à différentes échelles. Dans cette perspective d'étude, la définition du matériau multi-couche serait intimement liée aux exigences fonctionnelles de la pièce formée et au procédé d'élaboration du produit fini.

### **Intégration de chemins de déformation complexes**

Le potentiel du dispositif de traction biaxiale a été mis en évidence dans ce mémoire. Les champs de déformation hétérogènes des éprouvettes cruciformes limitent le nombre d'essais et permettent l'identification de comportements complexes. Ce dispositif ouvre de nouvelles perspectives de caractérisation pour les tôles métalliques puisque de nombreux états de déformation peuvent être atteints et surtout, en suivant différents chemins. L'historique des déformations au cours de l'essai est ainsi connu grâce à une bonne maîtrise des chemins de déformation. La connaissance de l'effet des chemins de déformation sur le comportement mécanique du matériau devrait permettre non seulement une meilleure compréhension de la tenue en service des pièces formées mais également une meilleure prédiction des limites de formabilité lors des opérations de mise en forme de pièces complexes. Ce dernier point a notamment été mis en évidence par la simulation du procédé de formage incrémental pour lequel il n'existe pas de critères fiables pour la définition des limites de formabilité. Les premières caractérisations de limites de formabilité sous chargement bilinéaire, en une seule étape et sans déchargement, ont montré l'existence de "sauts" de formabilité qui conduisent à des ruptures prématurées pour des conditions particulières mais réalistes. La calibration de critères à la rupture intégrant l'historique du chemin de déformation est clairement envisageable avec ce dispositif. Concernant la caractérisation des propriétés d'écrouissage des matériaux

métalliques, la non-linéarité des chemins de déformation pourrait faciliter l'identification de certains types d'écroutissage mixte.

### **Effet de la vitesse de déformation sur le comportement de stratifiés sous sollicitations multiaxiales**

La configuration du dispositif de traction biaxiale est clairement adaptée à l'identification de comportements fortement anisotropes et celui-ci présente un atout considérable puisque des essais à grandes vitesses de déformation peuvent être réalisés. Il serait très intéressant d'associer ce dispositif à la caractérisation du comportement viscoplastique de matériaux composites à fibres courtes ou longues. En effet, si l'effet de la vitesse de déformation sur certains matériaux composites est observé, il est encore aujourd'hui assez peu quantifié et modélisé. Certaines études ont d'ailleurs montré que l'effet de la vitesse de déformation pouvait être différent suivant le sens longitudinal ou transverse des fibres d'un pli, introduisant alors une anisotropie supplémentaire. L'utilisation d'un dispositif d'essai multiaxial permettrait de disposer de bases expérimentales riches pour différentes conditions de vitesse et pour différents chemins de déformation, et de fiabiliser ainsi les outils prédictifs du comportement dynamique de pièces composites en service.

### **Fiabilité des comportements limites**

Une meilleure prédiction du comportement mécanique des matériaux doit permettre aux concepteurs d'utiliser tout le potentiel des matériaux, tout en s'approchant de leurs comportements limites. Malgré une bonne compréhension du comportement du matériau, se rapprocher des états limites augmente toujours les risques de défaillance du système conçu. Les modèles sont généralement appliqués à des matériaux idéaux mais dans la réalité, une dispersion est toujours présente sur chaque donnée d'entrée du système à dimensionner. Dans cette synthèse, nous avons notamment vu pour les matériaux sandwich ou pour les tôles métalliques que la présence d'un petit défaut géométrique pouvait conduire à une chute des performances de ces matériaux. La prise en compte des dispersions géométriques et matérielles doit amener les concepteurs à se positionner au plus près des différents états limites, tout en quantifiant le risque de défaillance. C'est le rôle des coefficients de sécurité. Dans une approche fiabiliste, ces derniers peuvent être calibrés en fonction de la probabilité de défaillance envisagée pour le système. Les approches fiabilistes seront au coeur des dimensionnements futurs et leur efficacité passera nécessairement par une modélisation précise des comportements limites.



# Bibliographie

---

- [1] N. ABEDRABBO, F. POURBOGHRAT, and J. CARSLEY. « Forming of Aluminium Alloys at Elevated Temperatures. Part 2. Numerical Modeling and Experimental Verification ». *International Journal of Plasticity*, 22 :342–373, 2006.
- [2] M. E. AIT ALI. « *Etude numérique et expérimentale d'un procédé de mise en forme de structures raidies dédiées à des applications aéronautiques* ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2009.
- [3] H.G. ALLEN. *Analysis and design of structural sandwich panels*. Robert Maxwell, M.C., M.P., 1969.
- [4] A. Barata da ROCHA, F. BARLAT, and J.M. JALINIER. « Prediction of the forming limit diagrams of anisotropic sheets in linear and non-linear loading ». *Materials Science and Engineering*, 68 :151–164, 1984-1985.
- [5] F. BARLAT and O. RICHMOND. « Modelling macroscopic imperfections for the prediction of flow localization and fracture ». *Fatigue and fracture of engineering materials and structures*, 26 :311 – 321, 2003.
- [6] J. BELCHIOR. « *Développement d'une approche couplée matériau/structure machine : application au formage incrémental robotisé* ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2013.
- [7] J. BELCHIOR, M. GUILLO, E. COURTEILLE, P. MAURINE, L. LEOTOING, and D. GUINES. « Off-Line Compensation of the Tool Path Deviations on Robotic Machining : Application to Incremental Sheet Forming ». *Robotics and Computer-Integrated Manufacturing*, 29 :58–69, 2013.
- [8] J. BELCHIOR, L. LEOTOING, D. GUINES, E. COURTEILLE, and P. MAURINE. « A process/machine coupling approach : application to robotized incremental sheet forming ». *Journal of Materials Processing Technology*, 214 :1605–1616, 2014.
- [9] A.S. BENSON and J. MAYERS. « General instability and face wrinkling of sandwich plates - unified theory and applications ». *AIAA Journal*, 5(4) :729–739, april 1967.
- [10] C. BOUFFIOUX, C. HENRARD, J. GU, J. DUFLOU, A.M. HABRAKEN, and H. SOL. « Development of an inverse method for identification of materials parameters in the single point incremental forming process ». In *IDDRG 2007*, 2007.
- [11] F. BRON and J. BESSON. « A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys ». *International Journal of Plasticity*, 20 :937–963, 2004.

- [12] M. BUTUC, F. BARLAT, J. GRACIO, and G. VINCZE. « A theoretical study of the effect of the double strain path change on the forming limits of metal sheet ». *Key Engineering Materials*, 554-557 :127–138, 2013.
- [13] X. CHU. « *Caractérisation Expérimentale et Prédiction de la Formabilité D'un Alliage D'aluminium En Fonction de la Température et de la Vitesse de Déformation* ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2013.
- [14] X. CHU, L. LEOTOING, D. GUINES, and E. RAGNEAU. « Influence of temperature and strain rate on the formability of aluminium alloys : comparison between experimental and predictive results ». In CETIM, editor, *Innovations for the Sheet Metal Industry*, pages 91–96, Paris, June 2014. IDDRG2014.
- [15] X. CHU, L. LEOTOING, D. GUINES, and E. RAGNEAU. « Temperature and Strain Rate Influence on AA5086 Forming Limit Curves : Experimental Results and Discussion on the Validity of the M-K Model ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 78 :27–34, 2014.
- [16] P. DUROUX and X. BELLUT. « Alternative Forming Criterion to FLC When Sheet Metal Has Been Drawn over the Die Entry Radius ». In *IDDRG 2014 Conference*, pages 109–113, 2014.
- [17] W.C. EMMENS and A.H. VAN DEN BOOGAARD. « An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming ». *Journal of Materials Processing Technology*, 209 :3688–3695, 2009.
- [18] P. EYCKENS, S. HE, A. VAN BAEL, P. VAN HOOTE, and J. DUFLOU. « Forming limit predictions for the serrated strain paths in single point incremental forming ». In *Proceedings Numiform*, pages 141–146, 2007.
- [19] Y. FROSTIG, M. BARUCH, O. VILNAY, and I. SHEINMAN. « High-order theory for sandwich-beam behavior with transversely flexible core ». *Journal of Engineering Mechanics*, 118 :1026–1043, 1992.
- [20] A. HANNON and P. TIERNAN. « A Review of Planar Biaxial Tensile Test Systems for Sheet Metal ». *Journal of Materials Processing Technology*, 198 :1–8, 2008.
- [21] R. HILL. « On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1 :19–30, 1952.
- [22] P. HORA, L. TONG, and J. REISSNER. « Mathematical prediction of FLC using macroscopic instability criteria combined with microstructural crack propagation models ». In *Proceeding of plasticity 03*, pages 364–366, 2003.
- [23] W. HU. « Constitutive Modeling of Orthotropic Sheet Metals by Presenting Hardening-Induced Anisotropy ». *International Journal of Plasticity*, 23 :620–639, 2007.
- [24] K. JAKSON and J. ALLWOOD. « The mechanics of incremental sheet forming ». *Journal of Materials Processing Technology*, 209 :1158–1174, 2009.
- [25] A. S. KHAN and M. BAIG. « Anisotropic responses, constitutive modeling and the effects of strain-rate and temperature on the formability of an aluminum alloy ». *International Journal of Plasticity*, 27 :522 – 538, 2011.
- [26] M. KURODA and V. TVERGAARD. « Effect of strain path change on limits to ductility of anisotropic metal sheets ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 42 :867–887, 2000.

- [27] T. KUWABARA, S. IKEDA, and K. KURODA. « Measurement and Analysis of Differential Work Hardening in Cold Rolled Steel Sheet under Biaxial Tension ». *Journal of Materials Processing Technology*, 80-81 :517–523, 1998.
- [28] A. LÉGER, A. COMBESCURE, and M. POTIER-FERRY. « Bifurcation, flambage, stabilité en mécanique des structures ». Technical Report, IPSI, 1998.
- [29] L. LEOTOING, S. DRAPIER, and A. VAUTRIN. « First applications of a novel unified model for global and local buckling of sandwich columns ». *European Journal of Mechanics A/SOLIDS*, 21(4) :683–701, 2002.
- [30] L. LEOTOING, S. DRAPIER, and A. VAUTRIN. « Global, local and interactive buckling in sandwich structures ». In *10th European Conference on Composite Materials, Brugge*, june 3-7 2002.
- [31] L. LEOTOING, S. DRAPIER, and A. VAUTRIN. « Nonlinear interaction of geometrical and material properties in sandwich beam instabilities ». *Int. J. Solids Struct.*, 39(13-14) :3717–3739, july 2002.
- [32] L. LEOTOING, S. DRAPIER, and A. VAUTRIN. « Using new closed-form solutions to set up design rules and numerical investigations for global and local buckling of sandwich beams ». *J. Sandwich Struct.*, 6(3) :263–289, may 2004.
- [33] L. LEOTOING and D. GUINES. « Investigations of the effect of strain path changes on forming limit curves using an in-plane biaxial tensile test ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 99 :21–28, 2015.
- [34] L. LEOTOING, D. GUINES, S. ZHANG, and E. RAGNEAU. « A Cruciform Shape to Study the Influence of Strain Paths on Forming Limit Curves ». In *Key Engineering Materials*, volume 554-557, pages 41–46, Switzerland, 2013. ESAFORM2013, Trans Tech Publications.
- [35] L. LEOTOING, D. GUINES, I. ZIDANE, and E. RAGNEAU. « Cruciform Shape Benefits for Experimental and Numerical Evaluation of Sheet Metal Formability ». *Journal of Materials Processing Technology*, 213 :856–863, 2013.
- [36] D. LI and A.K. GHOSH. « Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys ». *Journal of Materials Processing Technology*, 145 :281–293, 2004.
- [37] W. LIU. « Identification of strain-rate dependent hardening sensitivity of metallic sheets under in-plane biaxial loading ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2015.
- [38] A. MAKINDE, L. THIBODEAU, and K.W. NEALE. « Development of an Apparatus for Biaxial Testing Using Cruciform Specimens ». *Experimental Mechanics*, 32 :138–144, 1992.
- [39] Z. MARCINIAK and K. KUCZYNSKI. « Limit strains in the processes stretch-forming sheet metal ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 9 :609–620, 1967.
- [40] T. NAKA, G. TORIKAI, R. HINO, and F. YOSHIDA. « The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum-magnesium alloy sheet ». *Journal of Materials Processing Technology*, 113 :648–653, 2001.
- [41] T. POTTIER, P. VACHER, F. TOUSSAINT, H. LOUCHE, and T. COUDERT. « Out-of-plane testing procedure for inverse identification purpose : application in sheet metal plasticity ». *Experimental Mechanics*, 52 :951–963, 2012.

- [42] P.A. PRATES, J.V. FERNANDES, M.C. OLIVEIRA, N.A. SAKHAROVA, and L.F. MENEZES. « On the characterization of the plastic anisotropy in orthotropic sheet metals with a cruciform biaxial test ». *IOP Conf Ser : Mater. Sci. Eng.*, 10 :1–10, 2010.
- [43] J.A.H. RAMAEKERS. « A criterion for local necking ». *Journal of Materials Processing Technology*, 103 :165–171, 2000.
- [44] A. SHIMAMOTO, T. SHIMOMURA, and J. NAM. « The Development of a Servo Dynamic Loading Device ». *Key Engineering Materials*, 243-244 :99–107, 2003.
- [45] S. STÖREN and J.R. RICE. « Localized necking in thin sheets ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 23 :421–441, 1975.
- [46] H. SWIFT. « Plastic instability under plane stress ». *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1 :1–18, 1952.
- [47] M. TEACA, I. CHARPENTIER, M. MARTINY, and G. FERRON. « Identification of sheet metal plastic anisotropy using heterogeneous biaxial tensile tests ». *International Journal of Mechanical Science*, 52 :572–580, 2010.
- [48] L.S. TOTH, D. DUDZINSKI, and A. MOLINARI. « Forming limit predictions with the perturbation method using stress potential functions of polycrystal viscoplasticity ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 38 :805–824, 1996.
- [49] H. WANG, M. WAN, X. WU, and Y. YAN. « The equivalent plastic strain-dependent Yld2000-2d yield function and the experimental verification ». *Computational materials science*, 47(1) :12–22, 2009.
- [50] K. YOSHIDA, T. KUWABARA, and M. KURODA. « Path-dependence of the forming limit stresses in a sheet metal ». *International Journal of Plasticity*, 23 :361–384, 2007.
- [51] C. ZHANG. « Etude de L'effet de la Sensibilité À la Vitesse de Déformation sur la Formabilité de Tôles En Alliage D'aluminium ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2008.
- [52] C. ZHANG, X. CHU, D. GUINES, L. LEOTOING, J. DING, and G. ZHAO. « Dedicated linear - Voce model and its application in investigating temperature and strain rate effects on sheet formability of aluminum alloys ». *Materials and Design*, 67 :522–530, 2015.
- [53] C. ZHANG, L. LEOTOING, D. GUINES, and E. RAGNEAU. « Effects of a Strain Rate Sensitive Material on the Optimization of an Hydroforming Process ». *International Journal of Material Forming*, 1, suppl. 1 :335–338, 2008.
- [54] C. ZHANG, L. LEOTOING, G. ZHAO, D. GUINES, and E. RAGNEAU. « A Methodology for Evaluating Sheet Formability Combining the Tensile Test with the M-K Model ». *Materials Science and Engineering A*, 528 :480–485, 2010.
- [55] C. ZHANG, L. LEOTOING, G. ZHAO, D. GUINES, and E. RAGNEAU. « A Comparative Study of Different Necking Criteria for Numerical and Experimental Prediction of FLCs ». *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(6) :1036–1042, 2011. doi :10.1007/s11665-010-9729-7.
- [56] S. ZHANG. « Characterization of Anisotropic Yield Criterion with Biaxial Tension Test ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2014.
- [57] S. ZHANG, L. LEOTOING, D. GUINES, and S. THUILLIER. « Potential of the cross biaxial test for anisotropy characterization based on heterogeneous strain field ». *Experimental Mechanics*, (DOI 10.1007/s11340-014-9983-y), 2015.

- 
- [58] S. ZHANG, L. LEOTOING, D. GUINES, S. THUILLIER, and S. ZANG. « Calibration of anisotropic yield criterion with conventional tests or biaxial test ». *International Journal of Mechanical Sciences*, 85 :142–151, 2014.
- [59] I. ZIDANE. « Développement D'un Banc D'essai de Traction Biaxiale Pour la Caractérisation de la Formabilité et Du Comportement Élastoplastique de Tôles Métalliques ». PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées (INSA) de Rennes, 2009.
- [60] I. ZIDANE, D. GUINES, L. LEOTOING, and E. RAGNEAU. « Development of an in-Plane Biaxial Test for Forming Limit Curve (FLC) Characterization of Metallic Sheets ». *Measurement Science and Technology*, 21 :1–11, 2010.





## Deuxième partie

---

### Notice individuelle

