



HAL
open science

Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement

Nicolas Decultot

► **To cite this version:**

Nicolas Decultot. Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement. Mécanique [physics.med-ph]. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2009. Français. NNT: . tel-00593375

HAL Id: tel-00593375

<https://theses.hal.science/tel-00593375>

Submitted on 14 May 2011

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

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



THÈSE

En vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

Délivré par *Université Paul Sabatier – Toulouse 3*
Discipline ou spécialité : *Génie Mécanique, Mécanique et Matériaux*

Présentée et soutenue par *DECULTOT Nicolas*
Le 10 décembre 2009

Titre :

*Formage incrémental de tôle d'aluminium :
étude du procédé à l'aide de la mesure de champs
et identification de modèles de comportement*

JURY :

<i>M. GASPERINI</i>	<i>Professeur, Université Paris 13, Villetaneuse</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>J.C. GELIN</i>	<i>Professeur, ENSMM, Besançon</i>	<i>Rapporteur</i>
<i>W. RUBIO</i>	<i>Professeur, UPS, Toulouse</i>	<i>Examineur</i>
<i>A. DELAMEZIERE</i>	<i>Maître-Assistant, INSIC, Saint Dié les Vosges</i>	<i>Examineur</i>
<i>C. LE GUYADER</i>	<i>Ingénieur de Recherche, Société CRYOSPACE</i>	<i>Examineur</i>
<i>G. BERNHART</i>	<i>Professeur, ENSTIMAC, Albi</i>	<i>Examineur</i>
<i>L. ROBERT</i>	<i>Maître-Assistant, ENSTIMAC, Albi</i>	<i>Examineur</i>
<i>V. VELAY</i>	<i>Maître-Assistant, ENSTIMAC, Albi</i>	<i>Examineur</i>

Ecole doctorale : *Mécanique, Energétique, Génie civil, Procédés*

Unité de recherche : *ICA CROMeP – Ecole des Mines d'Albi*

Directeur(s) de Thèse : *G. BERNHART*

Rapporteurs : *M. GASPERINI et J.C. GELIN*

Remerciements

Tout d'abord je tiens à remercier le CROMeP/ICA-Albi de m'avoir accueilli en son sein pendant ses 3 ans et notamment Gérard BERNHART, mon directeur de thèse pour sa confiance, l'autonomie qu'il m'a laissée et ses nombreux conseils.

Un grand merci et surtout beaucoup de respect pour mes encadrants Laurent ROBERT et Vincent VELAY qui ont réussi à me supporter pendant ces 3 ans. Dans deux styles très différents, leurs qualités humaines, leurs conseils et leurs idées m'apportèrent énormément que ce soit d'un point de vue humain ou scientifique.

Je remercie Monique GASPERINI et Jean-Claude GELIN d'avoir accepté d'être rapporteurs et Walter RUBIO, Arnaud DELAMEZIERE et Christophe LE GUYADER de m'avoir fait l'honneur de participer au jury.

Je remercie mes parents de m'avoir toujours soutenu pendant toutes ces années d'études d'avoir cru en moi et de ne jamais m'avoir bridé.

Merci à tous mes potes que cela a bien fait marrer de savoir que je faisais une thèse quand on sait qu'après le bac je voulais faire des études courtes. Je ne vais pas citer tout le monde mais merci à ceux qui liront ces lignes.

Merci à tous les collègues de boulot, pour ces fou-rires mémorables, ces parties de foot, ces soirées, ces discussions. Je ne cite personne de peur d'en oublier.

Une mention particulière à ma secrétaire particulière (merci Esther et Cathy), Aurélien pour son amitié et sa disponibilité. C'est grâce à lui que j'ai soutenu, il a géré tous mes dossiers d'inscriptions alors qu'il avait lui aussi une thèse à rédiger. Un grand MERCI.

Merci à Guillaume, à qui j'ai tout appris pendant 2 ans et demi de colloc (pes, foot, LaTeX, le mot écrouissage, ...), pour son amitié et ses goûts musicaux particuliers (c'est valable aussi pour toi Laura). J'en profite pour dire qu'il est célibataire et que si une jeune demoiselle est motivée qu'elle me contacte, je ferais passer l'info.

Merci à Trup, pour ces 5 ans à l'école, ta gentillesse, ton amitié et surtout pour être le plus mauvais joueur que je connaisse (à égalité avec KMI), cela nous a valu des moments inoubliables.

Je remercie tous les gens qui sont venus à ma soutenance, mes parents, ma petite sœur Léa, mes "beaux-parents" (ne nous enflammons pas, aucune annonce à faire), les Potel seniors. Merci à mon frère Marc d'avoir traversé la France, bon courage pour ta thèse l'année prochaine. Dédicace à ma petite sœur Aline qui est devenu docteur quelques mois avant moi mais en passant par une filière de fainéant (même pas bac +8). Léa, avec des frères et sœurs tous docteurs (ou presque), tu sais ce qu'il te reste à faire... Enfin comme dirait la *vox populi* passe ton bac d'abord.

J'arrive à la fin de mes remerciements et je n'ai toujours pas remercié ma pacsée. Je fais monter la pression. Merci Clémence, pas pour ton soutien pendant ma thèse (Gérard c'est elle qui m'a forcé à partir en corse 3 semaines avant de rendre le manuscrit, je ne voulais pas elle m'a forcé) mais pour me supporter depuis plus de 5 ans, de t'être sacrifié pour que je sois concentré sur ma thèse en allant bosser en Seine-Maritime et en Corrèze.

J'en profite pour te dire que je t'aime.

Merci aux Girondins de Bordeaux pour avoir égayé ma dernière année de thèse par ce doublé et ce super parcours en league des champions, même si à l'heure actuelle on est au fond du trou. J'en profite pour remercier Tommy pour nos débats animés sur le FCGB qui étaient pour moi un grand bol d'air.

Merci à l'auteur de rapportlundi.pdf, qui avec du recul m'a bien fait marrer à défaut de m'aider pour ma thèse.

Merci à tous les Adorateurs de Houblon, Fabien, Eric (et ses 6 comptes), Anthony, Gilles, Nicolas et à tous ceux qui nous ont laissé leurs ordinateurs pour faire du baby-sitting.

Merci à Naoki Urasawa et Masami Kurumada.

Merci à George Abitbol, l'homme le plus classe du monde.

Merci aux arbres qui ont servit à imprimer tous mes brouillons et mes exemplaires de thèse (spéciale dédicace à B.Werber).

Merci à The killers et Shakaponk que je suis d'ailleurs en train d'écouter en ce moment même et que j'ai eu la chance de voir en concert hier soir. Ces deux groupes ont bercé (enfin ça dépend des chansons) ma rédaction de thèse. J'en profite pour m'excuser auprès de tous mes collègues de bureau (et j'en ai fait un paquet de bureau en 3 ans) pour la musique que je mettais trop fort et pour toutes les fois où je pétais un câble (surtout Guy léon et Souleymane).

J'appelle également au don financier pour que les chercheurs travaillent intensément sur les remèdes contre les hernies discale qui m'ont bien pourri ma rédaction et ma soutenance et qui m'ont valu quelques moqueries bien méritées. J'en profite pour informer mes nombreux fans que je vais mieux.

et comme dirait Russell Crowe :

- Force et Honneur
- Force et Robustesse

Table des matières

1	Mise en forme de tôles et présentation du formage incrémental	3
1.1	Mise en forme de tôles à froid	3
1.1.1	Les différents modes de déformations des tôles	3
1.1.2	L'hydroformage de tôles	4
1.1.3	Les procédés de repoussage et de fluotournage des tôles	4
1.1.4	Les procédés de cintrage et de pliage des tôles	5
1.1.5	Le procédé de profilage des tôles	5
1.1.6	Le procédé de formage incrémental	6
1.1.7	Le procédé d'emboutissage	6
1.2	Courbes limites de formage	7
1.2.1	Conditions pour tracer une courbe limite de formage	8
1.2.2	Méthodes d'évaluation des valeurs des déformations pour les courbes limites de formage	8
1.2.3	Les essais permettant d'obtenir des modes de déformations particuliers	10
1.2.4	Conclusion	14
1.3	Procédé de formage incrémental	14
1.3.1	Cadre général du formage incrémental	14
1.3.2	Le formage incrémental asymétrique de tôles	16
1.3.3	Principe du formage incrémental asymétrique de tôles	16
1.3.4	Mécanismes permettant d'expliquer l'amélioration de la formabilité des tôles en formage incrémental	21
1.3.5	Les diagrammes limites de formage en formage incrémental	26
1.3.6	Analyse des paramètres procédés	33
1.3.7	Applications et innovations liées au procédé de formage incrémental	38
1.4	Conclusions	40
2	Présentation du pilote de formage incrémental, de la corrélation d'images et des alliages d'aluminium	47
2.1	Pilote de formage incrémental	47
2.1.1	Expression du besoin	47
2.1.2	Caractéristiques techniques du pilote	48
2.1.3	Le serre-flan	49
2.1.4	Le capteur de forces tri-axes	50
2.1.5	Interface pilote et programmation des trajectoires	50
2.1.6	Le banc multi-caméras	51
2.2	Mesure de champs par corrélation d'images	52
2.2.1	Corrélation d'images numériques	52
2.2.2	Stereo-corrélation d'images numériques	54
2.2.3	Corrélation quatre caméras	56
2.2.4	Le logiciel Vic 3D	57
2.2.5	Analyse des données calculées par Vic-3D [®]	59

2.3	Alliages d'aluminium	63
2.3.1	Généralités	63
2.3.2	Désignation normalisée des alliages d'aluminium	63
2.3.3	Différents modes de durcissement des alliages d'aluminium	64
2.3.4	Désignations codifiées des états métallurgiques des alliages d'aluminium	65
2.3.5	Présentation des alliages d'aluminium étudiés	66
2.3.6	Bilan sur les alliages d'aluminium présentés	70
2.4	Conclusions	70
3	Analyse du procédé de formage incrémental à l'aide du pilote SPIF et de la corrélation d'images	77
3.1	Diffusion de la chaleur lors d'un essai de formage incrémental	77
3.1.1	Evolution de la température au cours de la mise en forme d'un cercle	78
3.1.2	Influence de la vitesse de déplacement du poinçon sur l'élévation de la température	79
3.1.3	Influence de la lubrification entre la tôle et le poinçon sur l'élévation de la température lors de la mise en forme de tôle	80
3.1.4	Calcul de la température théorique d'une tôle sans peinture	80
3.1.5	Conclusion sur l'étude de la diffusion de la chaleur lors d'un essai de formage incrémental	81
3.2	Présentation du formage positif et du formage négatif	81
3.2.1	Mise en forme par formage négatif	84
3.2.2	Mise en forme par formage positif et comparaison des deux méthodes	87
3.2.3	Bilan sur les deux méthodes de mise en forme : positif et négatif	92
3.3	Analyse des paramètres procédés	92
3.3.1	Présentation des essais	93
3.3.2	Influence de la taille des incréments verticaux	95
3.3.3	Influence du sens de rotation	106
3.3.4	Bilan sur la taille des incréments verticaux et sur l'influence de la trajectoire du poinçon	107
3.4	Formabilité en formage incrémental	108
3.4.1	Essai 1	110
3.4.2	Essai 2	110
3.4.3	Résultats concernant la formabilité des tôles	111
3.4.4	Bilan sur la formabilité en formage incrémental	114
3.5	Conclusions et perspectives	115
4	Modélisation du comportement plastique anisotrope de différents alliages d'aluminium	119
4.1	Etude expérimentale	119
4.1.1	Comportement mécanique des alliages d'aluminium étudiés	119
4.1.2	Détermination des coefficients d'anisotropie	123
4.1.3	Conclusions sur l'étude expérimentale	125
4.2	Modèles de comportement élasto-plastique	125
4.2.1	Lois d'écrouissage et surface de charge	126
4.2.2	Formulation du critère de plasticité isotrope de Von Mises	131
4.3	Formulation et identification des critères de plasticité anisotrope	132
4.3.1	Critère de Hill48	132
4.3.2	Critère de Hill90	135
4.3.3	Critère de Hill90 modifié	137
4.3.4	Comparaison des résultats obtenus à partir des critères de Hill	139
4.3.5	Critère de Barlat91	141

4.4	Conclusions et perspectives	147
5	Identification des paramètres de modèles de comportement à partir de la méthode de recalage de modèle éléments finis associée à la mesure de champs	153
5.1	Présentation de la méthode de recalage de modèle éléments finis (FEMU)	153
5.1.1	Acquisition des données	155
5.1.2	Création des modèles éléments-finis	156
5.1.3	Choix de la formulation de la fonction objectif et de l'algorithme d'optimisation	158
5.2	Mise en œuvre de la méthode FEMU pour l'identification de lois d'écroutissage	160
5.2.1	Validation de la méthode de recalage de modèle éléments finis	162
5.2.2	Identification à partir des résultats expérimentaux provenant de l'éprouvette de type Meuwissen	165
5.3	Influence de la géométrie d'éprouvette	169
5.3.1	L'éprouvette de type Haddadi	169
5.3.2	L'éprouvette de type cruciforme	173
5.4	Mise en œuvre de la méthode FEMU pour l'identification des paramètres d'un modèle de comportement	176
5.4.1	Identification des paramètres de la loi d'écroutissage isotrope de Ludwig	177
5.4.2	Identification des paramètres du critère de plasticité	177
5.5	Conclusions et perspectives	179
6	Modélisation et simulation d'une trajectoire simple en formage incrémental	183
6.1	Analyse expérimentale d'un essai simple représentatif du formage incrémental	184
6.1.1	Présentation de l'essai de référence	184
6.1.2	Présentation des résultats obtenus pour les alliages d'aluminium 5086-H111 et 2024-T3	184
6.1.3	Modélisation de l'essai de référence	188
6.2	Simulation du procédé de formage incrémental	192
6.2.1	Etude bibliographique sur la simulation du procédé de formage incrémental	192
6.2.2	Choix du schéma d'intégration	193
6.2.3	Simulations éléments finis d'une trajectoire simple de poinçon	195
6.2.4	Influence de la méthode d'identification des paramètres du critère de Hill48	195
6.2.5	Influence de la trajectoire du poinçon	197
6.3	Conclusions et perspectives	202

Nomenclature

- ε_1 : Déformations principales maximales
 ε_2 : Déformations principales minimales
 $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$: Contraintes principales
 ε_{xy} : Déformations de cisaillement
 ϕ : Angle de mise en forme
 Δz : Incrément vertical du poinçon
 $\Delta x, \Delta y, \Delta r$: Incréments horizontaux du poinçon
Indice 1, 2, 3 : Repère d'orthotropie
Indice x, y, z : Repère d'essai
 σ_{11} : Contrainte normale dans la direction 1
 σ_{22} : Contrainte normale dans la direction 2
 σ_{33} : Contrainte normale dans la direction 3 (épaisseur)
 σ_{12} : Contrainte de cisaillement dans le plan
 R_0 : Limite d'élasticité vraie dans la direction de laminage (0°)
 τ : Contrainte de cisaillement normalisée ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}$)
 $\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}}$: Contrainte équivalente
 $\underline{\underline{S}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} Tr(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}}$: Tenseur déviatorique des contraintes
 $R_{p0.2}$: Limite d'élasticité conventionnelle
 R_m : Contrainte avant striction
 ϕ_p : Diamètre du poinçon
 $A\%$: Allongement à rupture
 α : Angle entre la direction de laminage et la direction de prélèvement dans la tôle
 σ_α : Limite d'élasticité vraie dans la direction α
 r_α : Coefficient d'anisotropie dans la direction α
 $\underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}$: Tenseur des déformations plastiques
 $\underline{\underline{\varepsilon}}^{tot}$: Tenseur des déformations totales
 $\underline{\underline{\varepsilon}}^{el}$: Tenseur des déformations élastiques
 $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{xx}^{pl}$: Vitesse de déformation plastique longitudinale
 $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{yy}^{pl}$: Vitesse de déformation plastique transverse
 $\dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}_{zz}^{pl}$: Vitesse de déformation plastique dans l'épaisseur
 E : Module d'élasticité
 ν : Coefficient de poisson
 $\frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}$: Coefficient de Lankford
 $\varepsilon_{eq}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}}$: Déformation plastique équivalente
 K, n : Paramètres de la loi d'écroutissage de Ludwig
 K_0, K_1, k_1, K_2, k_2 : Paramètres de la loi d'écroutissage exponentielle de Bron
 $\underline{\underline{L}}$: Tenseur d'ordre de quatre représentant l'anisotropie du matériau
 ϕ_U : Fonction objectif sur les déplacements
 ϕ_F : Fonction objectif sur les efforts
 P : Jeu de paramètres de la loi d'écroutissage
 $\underline{\underline{C}}$: Tenseur d'ordre de quatre représentant l'anisotropie du matériau

Lexique

SPF : Super Plastic Forming

FSF : Force de Serre-Flan

CLF : Courbes Limites de Formage

MOCN : Machines Outils à Commandes Numériques

CAO : Conception Assistée par Ordinateur

AISF : Asymmetric Incremental Sheet Forming

TPIF : Two Points Incremental Forming

SPIF : Single Point Incremental Forming

FLD : Forming Limit Diagram

RTSPIF : Rolling Tool Single Point Incremental Forming

WJSPIF : Water Jet Single Point Incremental Forming

ZC ϵ : Zone de Calcul des Déformations

AOI : Area Of Interest

CFC : Cubique Face Centrée

MET : Microscope Electronique à Transmission

FEMU : Finite Element Method Updated (méthode de recalage de modèle éléments finis)

EF : Elements Finis

Introduction générale

Ce travail de thèse s'inscrit en partie dans la cadre du projet "formage avancé" du pôle de compétitivité "EMC2 pays de la Loire" soutenu par différents industriels tels que Airbus, Auto Châssis International, DCNS Propulsion et Mecachrome, et par plusieurs partenaires universitaires (le CEMEF des Mines de Paris, l'ERMeP de l'ISIC de St Dié, le LMA de Besançon, ... et bien sur le CROMeP des Mines d'Albi).

Ce projet avait pour objectif d'ouvrir des voies innovantes de développement de procédés de formage de tôles s'appuyant sur différentes techniques telles que le formage incrémental, l'hydroformage, le formage à chaud, et sur des combinaisons de ces techniques. La mise au point et l'optimisation de ces procédés passe par des étapes de simulations numériques et d'études sur bancs d'essais.

Plus particulièrement, ces travaux de recherche sont focalisés sur le procédé de formage incrémental, procédé de mise en forme qui utilise le principe du repoussage de tôles. Un poinçon de petite taille vient déformer localement la tôle et une trajectoire de poinçon bien définie permet d'obtenir la forme de la pièce souhaitée. Le concept de ce procédé a été breveté en 1967 par Leszak [LES 67], mais seuls les progrès technologiques tels que les Machines Outils à Commandes Numériques et les logiciels de CAO associés générant des trajectoires d'outils ont permis sa mise en application. Ce procédé, en comparaison avec des procédés de mise en forme de tôle plus classiques comme l'emboutissage, ne nécessite pas d'outillage de formes complexes ni de presses. Par contre, du fait du caractère incrémental du procédé, les temps de fabrication, tout comme les temps de calcul des simulations numériques, sont longs, ce qui réserve ce procédé au prototypage ou aux très petites séries. Toutefois, il est reconnu qu'à travers ce procédé la formabilité des tôles est augmentée par rapport à l'emboutissage conventionnel, les géométries obtenues sont fortement sensibles au comportement mécanique du matériaux (localement en formage libre) et aux conditions de contacts poinçon / tôle. C'est pourquoi un effort soutenu doit être fait pour caractériser correctement le comportement de tôles mises en forme par le procédé de formage incrémental. Bien que cela puisse être effectué par des essais conventionnels homogènes de type traction, il est plus pertinent de pouvoir comparer certains résultats de simulation numérique de formage avec des résultats expérimentaux provenant d'observation in situ des champs de déformations sur des emboutis mis en forme dans des conditions réalistes du procédé de formage incrémental.

Le plan de ce manuscrit se décline donc comme suit. Le **premier chapitre** bibliographique, présente de manière détaillée le procédé de formage incrémental, et le situe par rapport aux procédés classiques de mise en forme de tôle à froid. Certaines hypothèses expliquant la meilleure formabilité de ce procédé sont également reportées dans ce chapitre.

Le développement d'un prototype de formage incrémental nécessaire à l'étude est présenté en début de **chapitre 2**. Ce pilote permet l'utilisation des techniques de mesures de champs cinématique par stéréo-corrélation d'images lors de la mise en forme, techniques rappelées en détail dans ce chapitre. Enfin, les caractéristiques des différents alliages d'aluminium des tôles

sont aussi présentés.

Une analyse phénoménologique du procédé de formage incrémental à l'aide du pilote et de la stéréo-corrélation d'images est réalisée dans le **chapitre 3**. L'influence d'un certains nombres de paramètres procédés sur la formabilité des tôles et sur les efforts mis en jeu est étudiée.

Le **chapitre 4** traite du comportement mécanique des alliages d'aluminium en détaillant la formulation et l'identification des modèles de comportement élasto-plastique considérés. Les essais mécaniques permettant la caractérisation aussi bien des lois d'écrouissages que des critères de plasticité anisotropes (Hill, Leacock et Barlat) sont explicités en détail.

Le **chapitre 5** présente une méthode alternative, la méthode de recalage de modèle éléments finis associée à la mesure de champs, permettant d'identifier un ensemble de paramètres de modèles de comportement à l'aide d'un seul essai de traction générant un champ de déformation hétérogène.

Dans le **dernier chapitre**, des résultats de simulations numériques par éléments finis de la mise en forme de tôle par des trajectoires du poinçon spécifiques sont analysées. Ces simulations sont basées sur les comportements mécaniques identifiés au chapitre 4 et sur des mesures cinématiques pour ce qui concerne les conditions aux limites. Les influences du modèle de comportement et de la trajectoire du poinçon sur les résultats des simulations numériques sont étudiées.

Chapitre 1

Mise en forme de tôles et présentation du formage incrémental

Ce chapitre bibliographique rappelle le contexte de la mise en forme de tôles à froid et notamment la formabilité des tôles à travers les courbes limites de formage. Un procédé de mise en forme basé sur la déformation plastique locale de tôles est ensuite présentée : le formage incrémental.

1.1 Mise en forme de tôles à froid

Cette partie aborde d'un point de vue bibliographique les procédés de mise en formes de tôle à froid, c'est à dire la mise en forme à partir de produits plats et minces, appelés flans, par déformation plastique de pièces à température ambiante [PHI 02]. Les principaux avantages de ce type de procédés sont la faible perte de matière, la réalisation de formes complexes et les bonnes propriétés mécaniques.

Les difficultés sont liées à la prise en compte du retour élastique lors de l'étape de mise en forme mais également la prédiction de l'apparition de défauts tels que les plis, la striction, la rupture.

Plusieurs types de procédé de mise en forme de tôles à froid existent et sont présentés par la suite. Notons qu'il existe également des procédés de mise en forme à chaud comme par exemple le formage superplastique [BLA 96], couramment nommé SPF. Ce dernier utilise les propriétés superplastiques de certains matériaux, comme les alliages de titane, afin de les mettre en forme. Les procédés de mise en forme à chaud ne sont pas traités dans ce travail.

Cependant avant d'aborder ces procédés il est nécessaire de rappeler les différents modes de déformations que peut subir une tôle, que ce soit au cours de sa mise en forme ou lors d'essais de caractérisation de matériau.

1.1.1 Les différents modes de déformations des tôles

La figure 1.1 indique la répartition des différents modes de déformation dans le plan $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$, ε_1 correspond aux déformations principales maximales tandis qu' ε_2 aux déformations principales minimales ($\varepsilon_1 \geq \varepsilon_2$).

Selon ce diagramme, la tôle peut subir des déformations en bi-expansion ou expansion pure ($\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > 0$), en traction large ($\varepsilon_1 > 0, \varepsilon_2 = 0$) ou en traction uniaxiale ($\varepsilon_1 > 0, \varepsilon_2 < 0$). Ces modes entraînent une diminution de l'épaisseur de la tôle. Un épaissement de cette dernière peut apparaître dans le cas de la compression par exemple ($\varepsilon_1 < -\varepsilon_2$). La tôle peut ainsi être sollicitée dans plusieurs modes de déformations de façon simultanée ou alternée lors de sa mise en forme.

Dans le cas particulier de la traction uniaxiale, $\varepsilon_1 = -\frac{r+1}{r}\varepsilon_2$, où r est le coefficient d'anisotropie présenté par la suite. Pour un matériau isotrope, $r=1$, d'où $\varepsilon_1 = -2\varepsilon_2$. L'espace situé en bas et à

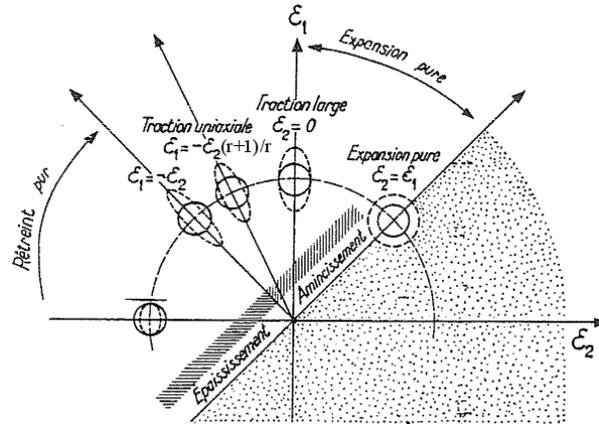


Figure 1.1 – Diagramme des déformations rencontrées en mise en forme des tôles [MAR 95]

droite de la première bissectrice est éliminé par la convention $\epsilon_1 \geq \epsilon_2$. La limite entre la traction et la compression est le cas de cisaillement pur défini par $\epsilon_1 = -\epsilon_2$.

1.1.2 L'hydroformage de tôles

L'hydroformage de tôles est un procédé de formage dans lequel des tôles métalliques sont mises en forme par l'action interne d'un fluide sous pression. Le principe est expliqué sur le schéma de la figure 1.2. Les tôles à mettre en forme sont placées à l'intérieur de matrices ayant la forme appropriée et dans lesquelles s'exerce une pression hydraulique. La déformation du métal est due à l'action conjuguée de cette pression et à la poussée exercée par les vérins axiaux qui repoussent la matière vers l'intérieur de la pièce.

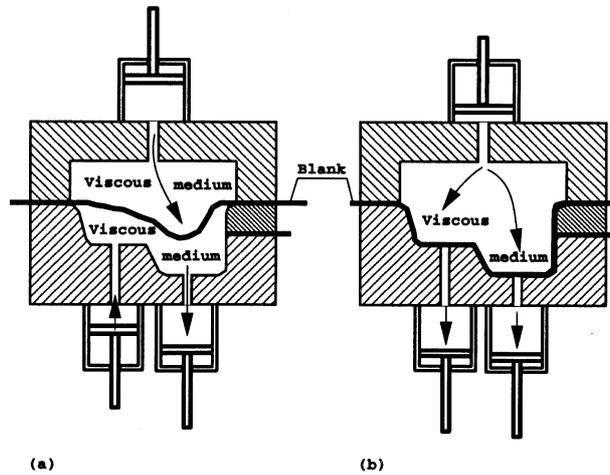


Figure 1.2 – Principe du procédé d'hydroformage, état initial (a) et état final (b) [ZHA 99]

L'hydroformage des tôles se développe dans les industries automobile et aéronautique du fait des nombreux avantages offrant une large plage de formage, une bonne qualité des pièces formées et la possibilité d'obtenir des formes compliquées. Une répartition homogène et régulière de la pression est un avantage pour l'emboutissabilité des tôles, de même que pour la reproductibilité.

1.1.3 Les procédés de repoussage et de fluotournage des tôles

Le repoussage est un procédé de formage rotatif qui permet de façonner des corps creux à partir de disques métalliques.

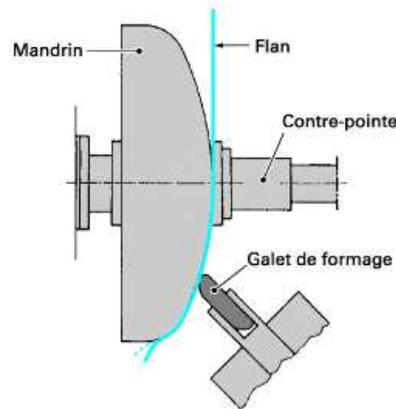


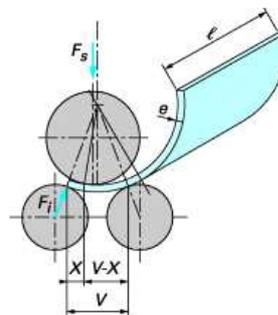
Figure 1.3 – Principe du procédé de repoussage [JAR 04]

La figure 1.3 présente le principe du repoussage. Les tôles sont appliquées sur un mandrin ayant la forme de la pièce désirée, grâce à des repousseurs, généralement à molette. L'opération nécessite souvent plusieurs passes et s'effectue sans variation notable de l'épaisseur des tôles contrairement au fluotournage.

En fluotournage, le principe est le même, les tôles sont appliquées et étirées sur une forme mère de révolution entraînée par un mandrin, grâce à des molettes exerçant une pression élevée. Le fluotournage permet de façonner des pièces de formes plus complexes.

1.1.4 Les procédés de cintrage et de pliage des tôles

Le cintrage consiste à déformer une tôle de manière à lui donner une courbure et à réaliser des surfaces cylindriques ou coniques. Le principe du cintrage est présenté sur la figure 1.4. Cette déformation est réalisée par le passage des tôles entre des rouleaux convenablement étagés.



- e épaisseur de la tôle
- F_i effort sur le rouleau inférieur
- F_s effort sur le rouleau supérieur
- l largeur de la tôle
- V distance entre les points d'appui de la tôle au cours du cintrage
- X largeur de la partie droite non croquée

Figure 1.4 – Principe du procédé de cintrage [JAR 04]

Le procédé de pliage permet également de donner une courbure à la tôle. Une pièce pliée est formée par l'action verticale d'un poinçon rectiligne, sur une tôle supportée par une matrice.

1.1.5 Le procédé de profilage des tôles

Le profilage est un procédé de pliage par étapes successives au moyen d'une profileuse. A chaque étape de pliage correspond une station de profilage équipée d'un jeu de galets dans les-

quels la tôle pénètre pour y être mise en forme. Les produits profilés sont réalisés à partir de tôles planes en feuille ou en bobine, de largeur constante, sans limitation dans leurs caractéristiques mécaniques. Le profilage permet la réalisation de pièces dont les sections sont très variées (forme en U, C, Z, L, W, glissières de siège, pare-chocs automobiles, supports de faux plafonds, luminaires, ...). Le profilage est un procédé utilisé par tous les secteurs de l'industrie (automobile, électroménager, bâtiment, ...).

1.1.6 Le procédé de formage incrémental

Un poinçon hémisphérique de petite taille devant les dimensions de la tôle vient déformer plastiquement la tôle. Ce poinçon suit une trajectoire prédéterminée et déforme localement la tôle de manière incrémentale. Ce procédé, objet de nos travaux, est présenté plus en détails dans la section 1.3.

1.1.7 Le procédé d'emboutissage

L'emboutissage est un procédé de formage qui consiste à obtenir par déformation plastique de tôles minces, des pièces de formes plus ou moins complexes, non développables en général. L'obtention de la forme se fait par l'entraînement de la tôle sous l'action du poinçon dans la matrice. Le mouvement de la tôle est contrôlé par un serre-flan empêchant l'apparition de plis ou de déchirures sur la pièce en lui imposant une pression de retenue. L'emboutissage est l'un des procédés les plus utilisés pour la mise en forme des tôles minces dans bon nombre de secteurs d'activités tels que l'électroménager, l'emballage ou l'automobile en raison des cadences élevées admissibles.

La figure 1.5 présente les deux principaux modes de déformation rencontrés en emboutissage. L'exemple (a) correspond à un emboutissage par expansion par le poinçon, la tôle est bloquée dans le serre flan. L'exemple (b) correspond à un emboutissage profond avec rétreint du métal glissant sous le serre flan et sans expansion sur la tête du poinçon.

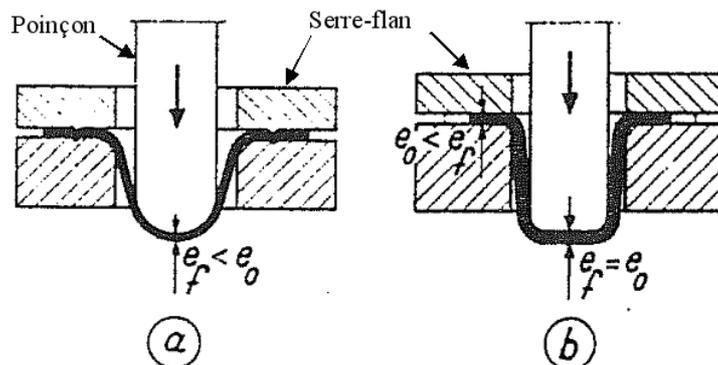


Figure 1.5 – Principaux modes de déformation par emboutissage. e_0 : épaisseur du flan à l'état initial, e_f : épaisseur du flan. (a) expansion, (b) rétreint [MAR 95]

En présence d'une pièce difficile à mettre en forme, l'emboutisseur est toujours confronté au dilemme suivant :

- utilisation d'une force de serre-flan (FSF) élevée pour éviter les plis au risque de rompre (exemple (a))
- choix d'une FSF plus faible mais possibilité de présence de plis (exemple (b))

Pour une matrice et un poinçon circulaire donnés, plus le flan est grand, plus il y a de métal à rétreindre ce qui augmente évidemment :

- les efforts au niveau du serre-flan et les risques de rupture

– la compression circonférentielle et les risques de plissement.

Deux limites de réglage de la force de serre-flan existent [COL 02]. Pour les déterminer, la sévérité d'emboutissage d'un godet à fond plat est étudiée expérimentalement, l'objectif étant d'étudier la capacité de rétreint du métal et non sa capacité d'expansion (cf. exemple (b)). L'essai est analysé à l'aide du rapport d'emboutissage défini par :

$$\beta = \text{diamètre du flan} / \text{diamètre du poinçon}$$

La figure 1.6 présente la réussite ou l'échec d'embouti en fonction de la force de serre-flan et du rapport d'emboutissage.

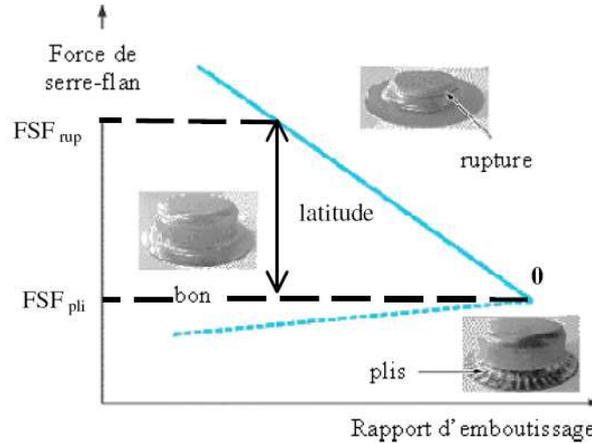


Figure 1.6 – Rapport d'emboutissage β en fonction de la force de serre-flan [COL 02]

L'essai commence avec des flans de petits diamètres et une FSF faible. Des plis apparaissent sur la collerette. La force est augmentée progressivement jusqu'à disparition des plis : FSF_{pli} . Sur les flans suivants, la FSF augmente jusqu'au moment où, sous l'effet des efforts résistants de plus en plus élevés, l'embouti se casse ou se strictionne : FSF_{rup} . L'écart existant entre FSF_{pli} et FSF_{rup} est appelé latitude de réglage de la FSF. Plus la latitude est grande pour un outillage et une taille de flan donné, meilleure est la capacité du métal à subir du rétreint. La plage acceptable de FSF diminue et peut finir par devenir complètement nulle comme le montre le point 0 de la figure 1.6. Ce point 0 est atteint lorsque la force nécessaire à la suppression des plis devient égale à celle qui fait casser la pièce. Le rapport d'emboutissage limite est alors atteint.

En raison de la diminution des épaisseurs, les emboutis se situent souvent à la limite définissant le succès de l'opération, par rapport aux risques tels que la striction suivie d'une rupture. La partie suivante s'intéresse aux courbes limites de formage qui permettent de prédire la réussite d'un embouti.

1.2 Courbes limites de formage

Une prédiction quantitative de la réussite d'emboutis en tôles minces, basée sur la notion de courbe limite de formage (CLF), est apparue en 1965 à travers les travaux de Keeler [KEE 65] puis complétée en 1968 par Goodwin [GOO 68]. L'emboutisseur peut grâce à elle connaître la nature des modes de déformation dans les différentes régions de la pièce (cf. figure 1.7). Les courbes limites de formage sont tracées sur des diagrammes $\varepsilon_1/\varepsilon_2$ où :

- ε_1 est la déformation principale maximale (plus grande en valeur algébrique, elle détermine alors la direction principale de déformation) en ordonnée.
- ε_2 est la déformation principale minimale en abscisse.

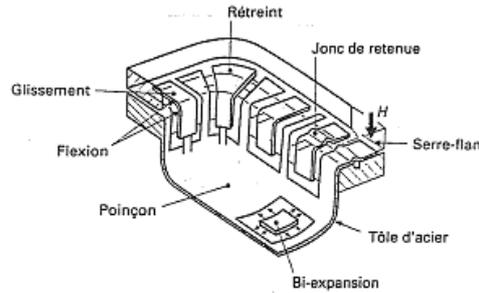


Figure 1.7 – Les modes de déformations de la tôle [FEL 95]

Les CLF sont très intéressantes pour les emboutisseurs, car le plan $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ est séparé en deux domaines :

- le domaine situé au dessus de la courbe, qui correspond à la rupture des emboutis,
- le domaine situé en dessous, qui correspond à la réussite des emboutis.

1.2.1 Conditions pour tracer une courbe limite de formage

Pour tracer une CLF, quatre conditions doivent théoriquement être satisfaites :

- état de contraintes planes (pas de contraintes dans l'épaisseur),
- cisaillement négligeable dans l'épaisseur,
- trajectoires directes,
- absence de flexion.

Cependant, les CLF ne donnent pas systématiquement des indications parfaitement pertinentes. En fait, leur forme et leur niveau, pour un matériau donné, dépendent grandement des conditions de leur obtention. Celles-ci interviennent à quatre niveaux au moins :

- l'épaisseur de la tôle,
- les moyens utilisés pour la déformer,
- les outils utilisés pour mesurer les déformations,
- la méthode employée pour estimer l'apparition de la striction localisée.

Pour construire une CLF, il est donc nécessaire de réaliser des essais permettant d'obtenir différents modes de déformations à partir de trajectoire directe. De plus, il est indispensable pour chaque essai de pouvoir mesurer les déformations afin de pouvoir représenter chaque essai dans le diagramme limite de formage $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$.

1.2.2 Méthodes d'évaluation des valeurs des déformations pour les courbes limites de formage

L'objectif est de pouvoir suivre l'évolution de la valeur des composantes du tenseur plan des déformations de points matériels au cours du temps. Dans le cas où la zone d'intérêt aurait subi plusieurs modes de déformations (emboutissage en plusieurs passes, par exemple), la mesure doit être réalisée en continu au cours de l'essai et pas uniquement à l'état final. Pour cela un marquage lié à la tôle est appliqué avant la mise en forme et ses déformations sont ensuite mesurées. Pour cela, il faut s'assurer en premier lieu de ne pas modifier les propriétés du matériau lors du marquage. Il est également nécessaire de disposer d'un marquage couvrant entièrement la zone étudiée [LAC 69].

De plus, le marquage déposé sur le flan doit pouvoir supporter un minimum d'agressions dues aux manipulations et au contact avec l'outil, il ne doit pas trop perturber les conditions de frottement et il ne doit pas non plus être une source d'endommagement local du métal. Les solutions actuellement utilisées pour marquer les réseaux sont répertoriés en deux grandes familles qui dépendent de la méthode de mesure utilisée [ARR 81] [COL 02] :

- marquage par grilles

- marquage aléatoire

1.2.2.1 Marquage de grilles

La grille ou réseau de cercles (cf. figure 1.8) est déposée sur le flanc avant mise en forme [ARR 81]. Plusieurs procédés de marquage des réseaux existent :

- Méthode électrolytique
- Méthode photochimique
- Marquage par laser

Dans le cas d'un marquage par grilles, la modification locale de cette dernière permet d'avoir une idée précise des modes de déformations subies par telle ou telle zone de la pièce et de quantifier leur niveau.

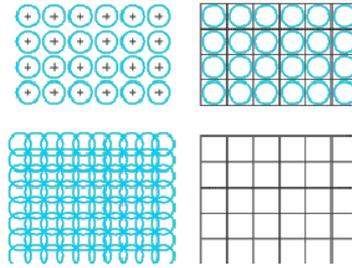


Figure 1.8 – Différents types de grilles [COL 02]

La localisation des points de mesure et leur densité dépendent du pas de la grille utilisée, ce qui suppose que l'opérateur doit connaître, avant de réaliser l'expérience, les zones d'intérêts sur la structure étudiée ainsi que les taux de déformations qui seront appliquées.

Ces déformations, mesurées sur la pièce emboutie, permettent de déterminer les directions des déformations principales et leurs amplitudes. Sous l'effet d'une déformation, un cercle, par exemple, se transforme en ellipse, dont le grand et le petit axe correspondent aux directions principales de déformations. Si l_0 est le diamètre initial du cercle, avec l_1 et l_2 les longueurs respectives du grand et du petit axe de l'ellipse, les déformations principales maximales sont définies de la façon suivante :

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad \varepsilon_2 = \ln \frac{l_2}{l_0} \quad (1.1)$$

Ces dimensions étaient mesurées, au début de l'existence des CLF, manuellement à l'aide de lunettes grossissantes. Désormais, la mesure est réalisée à partir d'images de l'embouti traitées numériquement à l'aide de logiciels adéquats.

1.2.2.2 Marquage aléatoire

La mesure des déformations peut également être réalisée à partir de la corrélation d'images de mouchetis. Cette méthode utilise la corrélation d'images numériques dont le principe est présenté dans le chapitre 2. La texture provient de petites taches de peinture réparties aléatoirement sur l'éprouvette. La préparation est donc très rapide et peu onéreuse contrairement au dépôt d'une grille. La résolution spatiale est associée à la taille des marqueurs tandis que la densité du champ de déformation dépend du nombre de marqueurs sur la surface.

L'utilisation d'un mouchetis semble plus simple, et contrairement à la méthode de grilles la résolution des déformations et des déplacements est définie en post-traitement.

De nos jours, la corrélation d'images numériques et des logiciels tels que Vic-3D [Vic3D], ASAME [Visuol Technologies], ou encore Aramis [Gom] sont utilisés pour la reconstruction de formes 3D, la mesure de déformations et notamment l'analyse de CLF.

1.2.3 Les essais permettant d'obtenir des modes de déformations particuliers

Nous avons vu (cf. figure 1.1) qu'il existait un essai particulier permettant d'obtenir chaque mode de déformation. Quand la transformation des tôles par emboutissage a commencé à prendre des dimensions vraiment industrielles (début du XX^{ème} siècle), les problèmes de qualité ont amené les utilisateurs et les fabricants à mettre au point des tests leur permettant de juger de la qualité de celles-ci vis-à-vis du formage. Deux familles de méthodes permettant d'obtenir des courbes limites de formage existent [ARR 81] :

- la famille utilisant des essais reprenant, à petite échelle, des opérations effectuées dans l'industrie de l'emboutissage nommés essais simulatifs,
- la famille n'utilisant qu'un seul outillage, méthode Nakazima [NAK 68] et méthode Marciniak [MAR 73].

1.2.3.1 Méthode d'essais simulatifs

Cette méthode consiste, à l'aide d'un nombre varié d'essais simulatifs, à couvrir la gamme des valeurs de ε_2 la plus étendue possible. Les essais simulatifs utilisés ([ARR 81] [FRA 06]) sont les suivants :

- les essais de traction

Ces essais sont réalisés sur des éprouvettes lisses et larges, sur des éprouvettes " ISO 50 " dans le domaine de rétreint et sur des éprouvettes entaillées.

- l'essai de rétreint : l'essai Swift.

Cet essai de coupelle profonde consiste à déformer un flan circulaire, maintenu entre la matrice et le serre-flan, à l'aide d'un poinçon à fond plat comme l'illustre la figure 1.9.

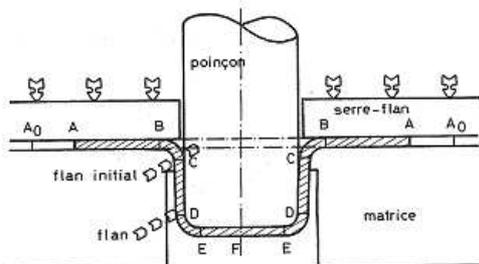


Figure 1.9 – Schéma de principe de l'essai Swift [ARR 81]

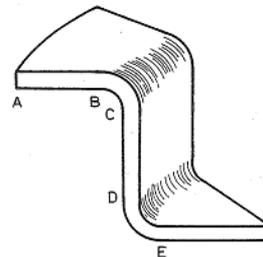


Figure 1.10 – Secteur angulaire d'embouti Swift [ARR 81]

Plusieurs types de déformations sont présents simultanément sur l'embouti comme le montre la figure 1.10, où l'on distingue plusieurs zones.

zone AB : déformation de rétreint sur la partie de l'embouti comprise entre la matrice et le serre-flan.

zone BC : pliage sous tension, sur l'arrondi de la matrice.

zone CD : traction large le long du corps du poinçon.

zone DE : expansion sur l'arrondi du poinçon, c'est dans cette zone que se produit généralement la rupture.

zone EF : faibles déformations en expansion biaxiale sous le nez du poinçon.

- l'essai d'expansion : l'essai Jovignot

La figure 1.11 présente le schéma de principe de l'essai Jovignot.

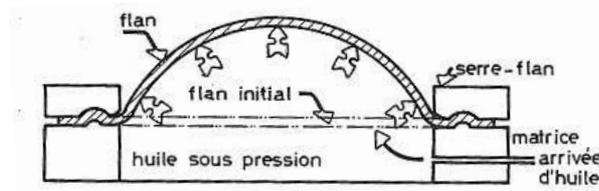


Figure 1.11 – Schéma de principe de l'essai Jovignot [ARR 81]

Les essais peuvent être réalisés avec une matrice elliptique ou circulaire. Ces essais de gonflement hydraulique ou également appelé " bulge test " sont conduits de la manière suivante : le flan bloqué entre la matrice et le serre-flan, est soumis sur une de ses faces à une pression hydraulique. Les déformations du flan augmentent avec la pression. Le test Jovignot n'est plus utilisé mais le principe des " bulge tests " est toujours utilisé. Un diamètre assez grand est nécessaire (100 à 200 mm) pour limiter la courbure de la tôle et rester dans des conditions de contraintes planes. L'avantage de cet essai est d'éliminer totalement l'influence du frottement.

– les essais mixtes (expansion et rétreint) : l'essai Fukui [ARR 81]

La figure 1.12 représente le schéma de principe de l'essai Fukui qui est rarement utilisé de nos jours, surtout en raison de la difficulté d'usinage des éprouvettes. Un flan circulaire est embouti par un poinçon hémisphérique pénétrant dans une matrice à entrée conique. Ce type d'essai fait intervenir les 2 modes de déformation que sont l'expansion (sous le nez du poinçon) et le rétreint (sur la partie conique de la matrice). La rupture se produit ici par expansion.

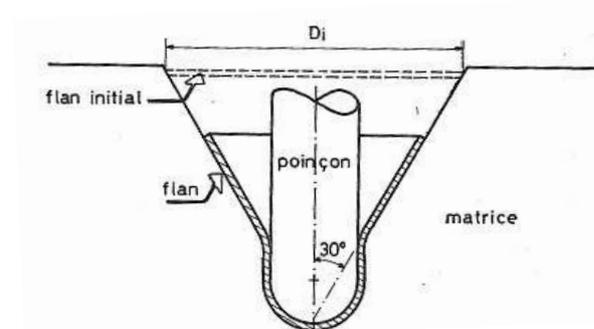


Figure 1.12 – Schéma de principe de l'essai Fukui [ARR 81]

Le tableau 1.1 récapitule les déformations principales minimales obtenues pour chaque essai de type simulatif où chaque essai est associé à un mode de déformation. La figure 3.55 présente les chemins de déformations obtenus à partir de ces différents essais.

- essai I : ISO 50 (traction simple sur éprouvette normalisée)
- essai II : TPE 1 (traction simple sur éprouvette entaillée, où r est le rayon d'entaille et a la largeur minimale de l'éprouvette)
- essai III : Swift 50 (coupelle cylindrique $\phi=50$ mm à fond plat)
- essai IV : Fukui (coupelle conique)
- essai V : Jovignot (expansion hydraulique sur matrice circulaire)

Essais	ϵ_2 moyen
traction, éprouvette large et lisse	- 0.45
traction, éprouvette ISO 50	- 0.40
traction, éprouvette entaillée : a=15 mm, r=25 mm	- 0.30
traction, éprouvette entaillée : a=10 mm, r=10 mm	- 0.10
traction, éprouvette entaillée : a=15 mm, r=0,1 mm	- 0.02
essai Swift, poinçon $\phi = 50$ mm	- 0,01
essai Swift, poinçon $\phi = 32$ mm	+ 0.10
essai Fukui, poinçon $\phi = 17.46$ mm	+ 0.15
essai Jovignot avec matrice elliptique $\frac{a}{b} = 1.83$	+ 0.20
essai Jovignot avec matrice elliptique $\frac{a}{b} = 1.47$	+ 0.35
essai Jovignot avec matrice circulaire $a = b = 91$ mm	+ 0.45

Tableau 1.1 – Récapitulatif des déformations principales minimales obtenues pour chaque essai [ARR 81]

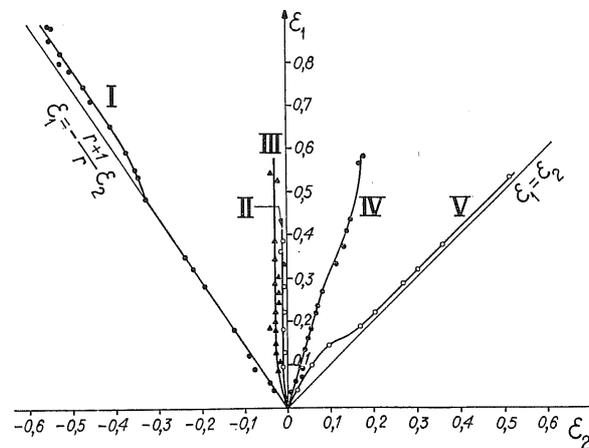


Figure 1.13 – Exemples de trajectoires de déformations obtenues avec divers essais [POM 95]

1.2.3.2 Famille de méthodes n'utilisant qu'un seul outillage

– Méthode Nakazima [NAK 68]

Contrairement aux essais simulatifs, cette méthode utilise un outillage unique constitué d'une matrice circulaire, d'un serre flan et d'un poinçon hémisphérique. Tous ces éléments sont présentés sur la figure 1.14. Les flans bloqués entre la matrice et le serre-flan sont déformés jusqu'à la rupture. Les différents types de déformation compris entre l'expansion équilibriaxiale et la traction uniaxiale sont obtenus en faisant varier la largeur des éprouvettes et les conditions de lubrification.

– Méthode Marciniak [MAR 73]

Cette méthode reprend le principe précédant mais avec un poinçon plat et permet donc de déformer l'éprouvette sans la courber. Afin de faire varier les modes de déformation, des poinçons respectivement de section carrée, elliptique et circulaire sont utilisés. Comme pour la méthode Nakazima, des éprouvettes de largeur variable sont utilisées mais avec interposition d'un contre-flan (posé entre flan et poinçon) pour mieux homogénéiser les déformations et éviter la rupture sur le rayon de poinçon. La figure 1.15 représente le schéma de principe de l'essai Marciniak.

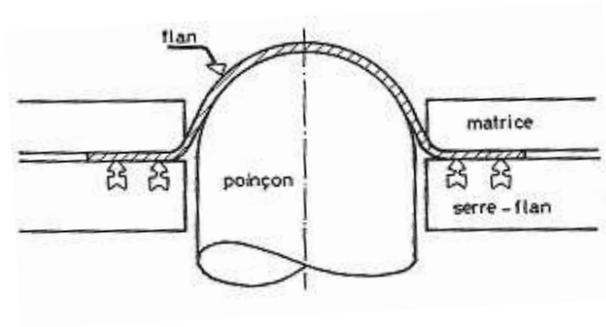


Figure 1.14 – Schéma de principe de l'essai Nakazima [ARR 81]

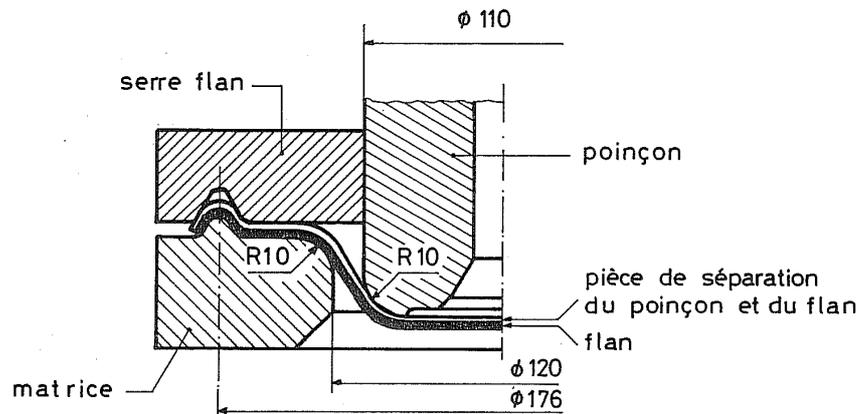


Figure 1.15 – Schéma de principe de l'essai Marciniak [ARR 81]

1.2.3.3 Critère de construction des CLF

L'obtention de différents chemins de déformations et la mesure de ces déformations a été présenté. Il reste donc à définir un critère de construction de ces CLF.

La courbe limite de formage présentée sur la figure 1.16 a été obtenue à partir de différents trajets de chargement provenant d'essais mécaniques différents.

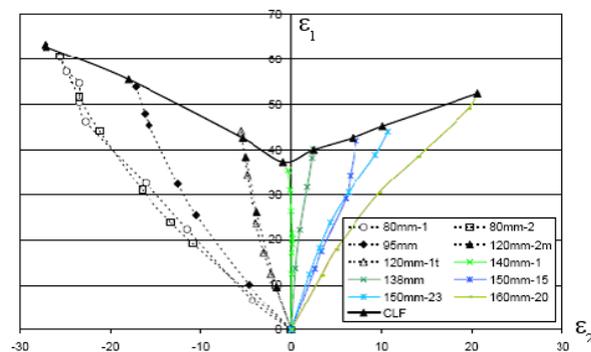


Figure 1.16 – Exemple d'une courbe limite de formage (acier XES) [COL 02]

La nature de la CLF va dépendre de la condition d'arrêt qui a permis de tracer le chemin de déformation :

- pourcentage de déformations plastiques,

- striction,
- rupture.

La définition de la rupture est très simple : passage de la lumière à travers la pièce. Cependant, la rupture est un stade trop avancé de détérioration d'une pièce. Le besoin de prévoir, non la rupture, mais la striction localisée (diminution localisée d'épaisseur) qui la précède et qui rend une pièce impropre à son usage est devenu nécessaire : aspect inacceptable, dégradation du revêtement, affaiblissement local, risque d'amorçage de rupture par fatigue. La démarche s'est donc orientée vers la recherche de l'apparition de la striction localisée, ce qui complique considérablement le problème.

1.2.4 Conclusion

Cette partie a posé les bases de la mise en forme de tôle. Tout d'abord les différents procédés de mise en forme à froid ont été énumérés et les différents modes de déformations rencontrés en mise en forme ont été présentés. Le procédé d'emboutissage est mis en avant et avec lui les principaux problèmes liés à la mise en forme de tôles.

Pour prédire la réussite d'un embouti, les courbes limites de formage ont été introduites. L'aspect marquage des tôles et mesure des déformations, ainsi que les essais permettant de construire les courbes limites de formage, ont été abordés. Il est essentiel de retenir que d'une part une tôle peut subir différents modes de déformation et que d'autre part une pièce ne se déforme jamais dans un mode unique.

La construction d'une courbe limite de formage est compliquée du fait de la définition d'une condition d'arrêt. Il faut en effet réussir à caractériser la déformation (% de déformation plastique, striction) ou la rupture lors des essais. Cependant les CLF sont indispensables car elles constituent le principal outil permettant de quantifier la formabilité de tôles pour prévoir la réussite d'un embouti.

1.3 Procédé de formage incrémental

1.3.1 Cadre général du formage incrémental

L'idée du formage incrémental de tôles à l'aide d'un simple outil de petite dimension, appelé "formage sans moule", a été breveté en 1967 par Leszak [LES 67] bien avant que la méthode soit techniquement réalisable. De nombreuses études ont été menées à partir de cette idée [LES 67] [NAK 93] [FRA 94] [MUL 98] [MUL 00] [JOR 02] [HIM 02]. De nos jours, de nombreux nouveaux procédés de mise en forme basés sur la déformation plastique locale de tôles et permettant de réaliser des pièces de formes complexes existent. L'émergence de ces procédés a été rendu possible par l'apparition de Machines Outils à Commandes Numériques (MOCN) et de logiciels de CAO permettant de générer les trajectoires des poinçons. Ces nouveaux procédés offrent la possibilité de réaliser différentes catégories de pièces :

- pièces sur mesures,
- petites séries,
- prototypage.

De plus, ces nouveaux procédés sont intéressants car la mise en forme des tôles peut être réalisée à partir de MOCN 3 axes [KOP 05]. Les délais de conception et de réalisation sont plus courts que pour les méthodes traditionnelles de mise en forme de tôle telles que l'emboutissage comme l'illustre la figure 1.17 qui compare les différentes étapes de réalisation d'une pièce en formage incrémental et en emboutissage.

Comparé aux techniques conventionnelles d'emboutissage profond, le point mort se situe à environ 500 pièces pour les pièces de grandes dimensions. L'investissement matériel est en effet réduit par rapport à l'emboutissage : les outillages utilisés sont simples, récupérables et peu coûteux. Ainsi, pour un lot de 50 pièces, l'investissement est diminué de 25% en formage incrémental

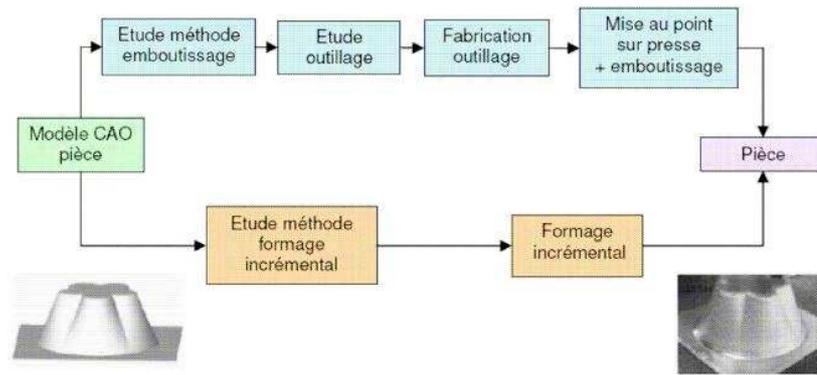


Figure 1.17 – Comparaison des étapes de réalisation d'une pièce prototype de tôlerie [JES 05]

par rapport à l'emboutissage. De plus, les modifications de la géométrie des pièces sont prises en compte plus facilement. Cependant, le formage incrémental présente quelques inconvénients comme l'augmentation de la durée du procédé qui dépend de la forme de la pièce réalisée et des paramètres procédé utilisés ainsi qu'une mauvaise garantie de la géométrie de la pièce finale et de l'état de surface.

Le repoussage est le précurseur du formage incrémental asymétrique de tôles. Le principe de repoussage de la matière est utilisé dans les procédés de martelage (hammering), de repoussage de tube (flow forming) [WON 04] et de fluotournage (spin forming) [YOS 04]. Hagan et Jeswiet [HAG 03] ont réalisé un état de l'art sur les nouveaux procédés de mise en forme basés sur le principe du repoussage et possédant tout le potentiel du prototypage rapide. Le repoussage de tôles peut ainsi être assimilé à du formage incrémental symétrique de tôles. Une loi sinus [REA 91], illustrée par le figure 1.18, est utilisée afin de calculer l'épaisseur finale de la tôle (t_f) à partir de l'épaisseur initiale (t_i) et de l'angle de mise en forme (ϕ). Cette loi peut également être utilisée dans le cas du formage incrémental asymétrique de tôles (AISF).

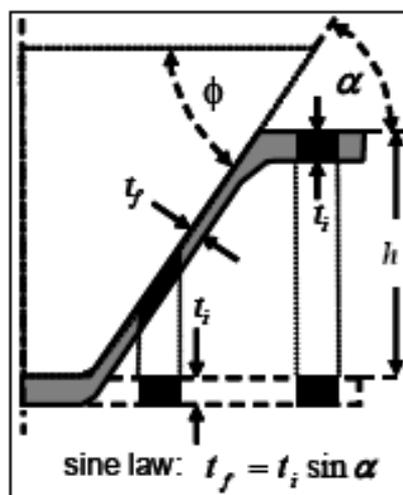


Figure 1.18 – Loi sinus [KOB 61]

1.3.2 Le formage incrémental asymétrique de tôles

Le formage incrémental asymétrique de tôles (AISF) peut être interprété de différentes façons. Pour éviter d'être confondu avec d'autres procédés de mise en forme incrémental la définition de l'AISF est la suivante [JES 05]. C'est un procédé de mise en forme de tôles qui :

- possède un outil de mise en forme de petite taille,
- n'utilise pas de contre moules de formes bien spécifiques,
- possède un outil de mise en forme qui est toujours au contact de la tôle,
- possède un outil dont la trajectoire dans l'espace 3D est contrôlée,
- peut produire des pièces de formes asymétriques.

1.3.3 Principe du formage incrémental asymétrique de tôles

Le principe du formage incrémental consiste à mettre en forme une tôle par déformations locales successives et à repousser progressivement la tôle par un outil de forme hémisphérique de petite taille (typiquement un diamètre de 10 mm) qui se déplace sur la tôle. Le poinçon peut passer plusieurs fois sur une même zone de la tôle.

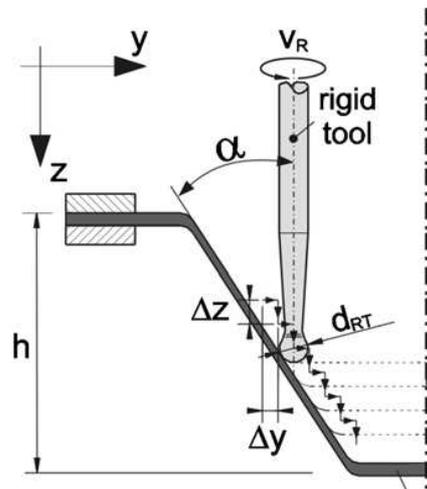


Figure 1.19 – Description des incréments verticaux et horizontaux [PET 09]

Le succès de la réalisation d'une pièce réside dans la capacité à répartir de façon homogène les déformations sur toute la pièce et à éviter de localiser dans certaines zones des déformations trop importantes, synonymes de rupture. La trajectoire du poinçon est donc très importante car elle va déterminer l'emboutissabilité d'une pièce, c'est à dire sa capacité à former un embouti profond. Cette trajectoire va dépendre des incréments choisis pour le poinçon et par conséquent dépendre de l'angle de mise en forme défini précédemment. La figure 1.19 illustre cette notion d'incrément verticaux (Δ_z) et horizontaux (Δ_y). Le poinçon peut être fixe, libre ou imposé en rotation [KIM 02], les différences entre ces deux cas sur la formabilité des tôles seront présentées par la suite.

Le formage incrémental asymétrique de tôles peut être divisé en deux catégories représentées sur la figure 1.20 :

- le formage incrémental deux points ou TPIF
- le formage incrémental un point ou SPIF

En TPIF, la tôle est au contact simultanément sur deux points de chaque côté de la tôle d'où son nom.

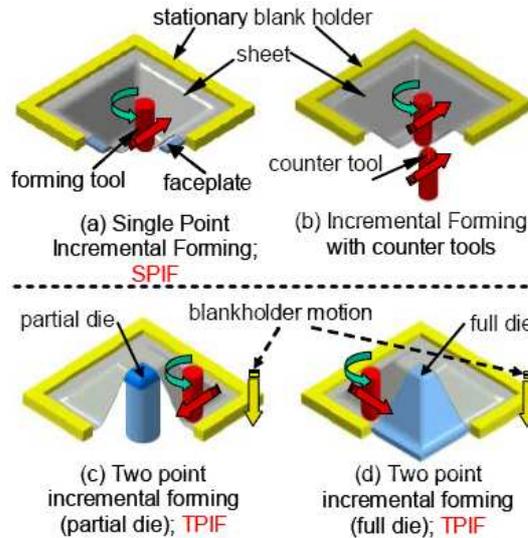


Figure 1.20 – Principaux procédés du formage incrémental asymétrique [BAM 03]

1.3.3.1 Formage incrémental deux points (Two Points Incremental Forming)

Le formage incrémental deux points ou TPIF est une méthode développée initialement par Powell et Andrew [POW 92]. D'autres auteurs ont travaillé sur ce procédé, tels que Matsubara [MAT 94] et Bambach et al. [BAM 03]. Un poinçon et un contre-moule (partiel ou total) sont nécessaires. Le poinçon vient mettre en forme la tôle au contact du contre-moule (cf. figures 1.20 (c) et (d)). De plus, le serre-flan est mobile le long de l'axe vertical. Il existe donc une interaction entre les déplacements du poinçon et ceux du serre-flan. Cette technique permet une meilleure précision des dimensions et un meilleur état de surface. L'équipement nécessaire au procédé TPIF est présenté sur la figure 1.21.

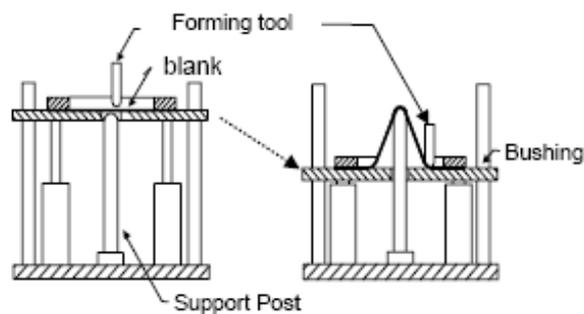


Figure 1.21 – Principe du formage incrémental deux points [MAT 94]

1.3.3.2 Formage incrémental un point (Single Point Incremental Sheet Forming)

Le formage incrémental un point est illustré sur les figures 1.20 (a) et (b). Le formage incrémental avec un contre-outil est un cas particulier du SPIF. Dans les deux cas, le serre-flan est fixe et il n'y a pas de contre-moules, cependant une bonne connaissance du comportement du matériau est nécessaire afin de mettre en forme la tôle car du fait de l'absence de contre-moule, le retour élastique est plus important. La figure 1.22 montre les différentes étapes de la réalisation d'une pièce en formage incrémental un point. L'application de ce procédé a été étudiée par Jeswiet

et al. [JES 01], Kim et al. [KIM 00], Leach et al. [LEA 01] et Filice et al. [FIL 02] notamment. Chronologiquement, le SPIF est apparu après le TPIF mais ce procédé correspond mieux à l'idée initial breveté par Leszak [LES 67].

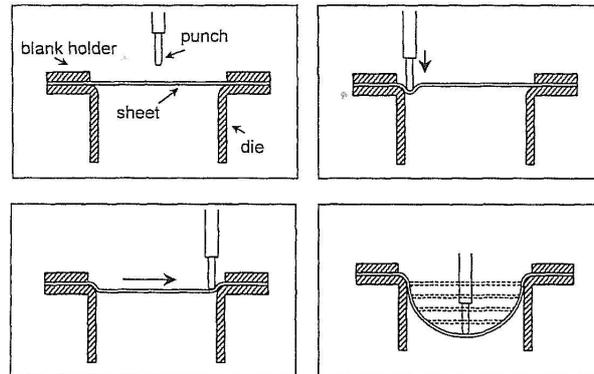


Figure 1.22 – Les différentes étapes du formage incrémental un point pour des trajectoires circulaires [KIM 00]

1.3.3.3 Les machines utilisées en formage incrémental

En général toutes les MOCN 3 axes peuvent être utilisées en formage incrémental asymétrique. La figure 1.23 présente une machine à commande numérique équipée d'un serre-flan mobile afin de pouvoir réaliser des pièces en formage incrémental deux points.



Figure 1.23 – Machine CNC équipée d'un serre-flan mobile [DUF 05]

Une machine commerciale spécifiquement dédiée au procédé de formage incrémental a été développée. Elle est présentée sur la figure 1.24. Cette machine est équipée d'un serre-flan mobile et permet une grande vitesse de production. Elle est prévue pour la production de moyennes séries. Sa technologie a été développée par Matsubara [MAT 94] et Amino [AMI 02] en incluant le brevet de Aoyama [AYO 00].

Le concept de formage incrémental un point a été développé sur d'autres types de machines notamment par Allwood [ALL 05] dont la machine est présentée sur la figure 1.25. Sur toutes ces machines, la tôle est formée par sa face supérieure.

Plusieurs équipes de recherche [WES 03] [SCH 04] [MEI 05] travaillent actuellement sur l'utilisation de robots industriels en formage incrémental. Ces robots ont de grandes capacités de production, des vitesses de travail importantes mais une faible rigidité et des efforts maximaux



Figure 1.24 – *Machine de formage incrémental de type Amino [AMI 02]*

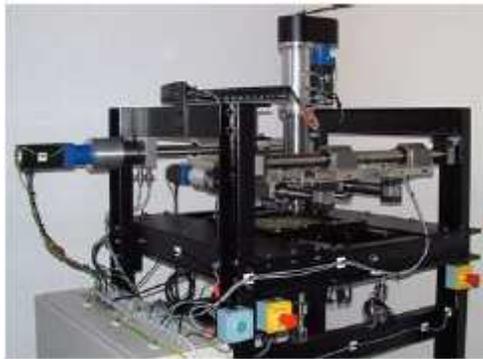


Figure 1.25 – *Machine de SPIF développée par Allwood [ALL 05]*

admissibles assez faibles. Sasso et al. [SAS 08] ont utilisé un robot anthropomorphe présenté en figure 1.26 pour réaliser une pièce en TPIF.

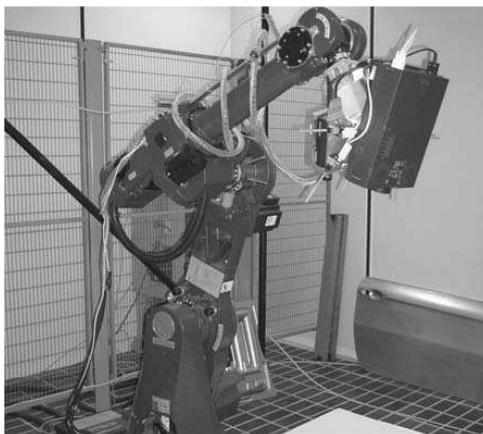


Figure 1.26 – *Robot anthropomorphe Smart S4 [SAS 08]*

La plate-forme Stewart [STE 65], également connue sous le nom de positionneur hexapode, possède six degrés de liberté : les trois coordonnées de translation ainsi que les angles de tan-

gage, roulement et lacet. Le potentiel de cette plate-forme pour réaliser des pièces en formage incrémental est important mais n'est pas encore exploité.

1.3.3.4 Les avantages et les inconvénients des deux procédés de formage incrémental

Park et al. [PAR 03] ont utilisé les procédés SPIF et TPIF afin de mettre en forme une tôle dont la forme finale souhaitée est identique. Ces deux méthodes utilisent deux trajectoires de poinçon différentes : dans le cas du formage incrémental deux points (TPIF), le poinçon commence par déformer la tôle par le centre en finissant par les bords. C'est le principe inverse pour le formage incrémental un point (SPIF). La tôle commence à être déformée par l'extérieur (c'est-à-dire en commençant à déformer les bords de la tôle) puis le poinçon se déplace vers le centre de la tôle. La trajectoire du poinçon est donc différente d'un procédé à l'autre. La figure 1.27 présente les formes finales des pièces réalisées en SPIF (a) et TPIF (b). Les formes obtenues sont différentes, l'emboutissabilité est meilleure dans le cas de la pièce formée en TPIF.

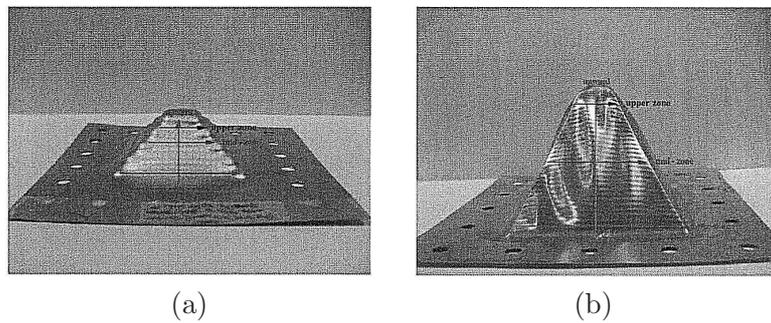


Figure 1.27 – Pièce réalisée en SPIF (a) et TPIF (b) [PAR 03]

La figure 1.28 montre les modes de déformation induits par les deux procédés dans le plan des déformations principales maximales (ϵ_1) et minimales (ϵ_2). Les déformations obtenues en SPIF semblent distribuées principalement en mode de traction large ($\epsilon_1, \epsilon_2 = 0$) avec quelques points selon le mode bi-axial. Les déformations obtenues en TPIF sont toutes localisées en mode de traction large.

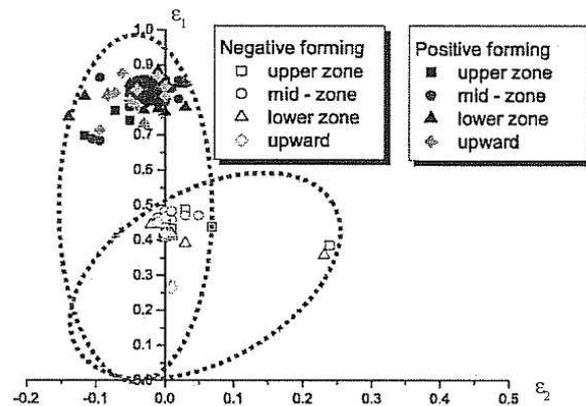


Figure 1.28 – Distribution des déformations pour les deux procédés de mise en forme incrémentale [PAR 03]

Le procédé TPIF semble être le meilleur procédé de mise en forme car il utilise les caractéristiques de formabilité du formage incrémental, c'est-à-dire le mode traction large ($\epsilon_1, \epsilon_2 = 0$).

Cette observation est confirmée par la comparaison des deux formes finales réalisées par les deux procédés.

Attanasio et al. [ATT 07] ont également comparé les deux procédés pour la réalisation d'une poignée de porte de voiture. Les deux techniques ont montré très peu de différences. Cependant, la pièce réalisée en TPIF respecte mieux les dimensions de la pièce finale souhaitée (amélioration de 25% dans le meilleur des cas) et son aspect de surface est meilleur. Néanmoins, le SPIF évite l'utilisation d'un contre-moule et d'une machine plus complexe.

Les inconvénients du SPIF sont donc [JAD 03] :

- temps de mise en forme beaucoup plus long que les procédés d'emboutissage,
- limitation à la production de petites séries,
- moins bonne emboutissabilité que le TPIF,
- réalisation d'angle de mise en forme de 90° impossible à réaliser en un seul passage du poinçon,
- retour élastique important.

Les avantages du SPIF sont [JAD 03] :

- réalisation de pièces directement à partir d'une trajectoire de poinçon générée à partir d'un logiciel CAO. Il faut néanmoins tenir compte du retour élastique.
- pas d'utilisation de contre-moules,
- modification d'une pièce rapidement et facilement,
- intéressant pour du prototypage et des petites séries,
- utilisation d'une simple MOCN 3 axes,
- taille de la pièce limitée uniquement par la taille de la machine et de la tôle,
- augmentation de la formabilité par rapport aux procédés d'emboutissage

Concernant ce dernier point, plusieurs hypothèses peuvent expliquer l'augmentation de la formabilité en formage incrémental par rapport à l'emboutissage classique. Elles sont présentées dans la section suivante.

1.3.4 Mécanismes permettant d'expliquer l'amélioration de la formabilité des tôles en formage incrémental

W.C. Emmens [EMM 09] fait une synthèse des mécanismes de déformation engendrés par le formage incrémental. Il propose quelques hypothèses permettant d'expliquer l'augmentation des déformations obtenues lors du formage incrémental par rapport à celles rencontrées lors de mise en forme plus classique comme en emboutissage profond ou en étirage (cf. figure 3.49). La mise en forme de pièces est généralement limitée par l'apparition de la striction ou de la rupture.

La première partie abordera les instabilités plastiques qui sont à l'origine de la striction et qui peuvent entraîner l'apparition de fissures. Les parties suivantes sont consacrées aux différents mécanismes liés aux états de contraintes locales qui peuvent expliquer l'amélioration de la formabilité en formage incrémental.

La striction représente une instabilité géométrique localisée. Les mécanismes de déformations engendrées par le procédé de formage incrémental doivent permettre de stabiliser la localisation des déformations, qui est une caractéristique essentielle du formage incrémental, de façon à éviter la rupture de la pièce.

1.3.4.1 Instabilités plastiques

- a. Les limites du formage en mise en forme conventionnelle

Tous les matériaux déformés de façon continue sont condamnés à rompre. Au cours d'une déformation continue, de plus en plus de dislocations se créent, se déplaçant à travers le maté-

riau, et interagissent entre elles, créant des cavités (endommagement) qui finalement entraînent la rupture. La déformation limite avant rupture dépend de l'état des contraintes : un haut niveau de contrainte hydrostatique en compression (contraintes négatives) referme les cavités et ralentit le développement de l'endommagement. Cela explique le fait que de nombreux procédés de mise en forme travaillent dans le domaine de compression (laminage, tréfilage) et peuvent ainsi créer des déformations élevées dans le matériau sans endommagement. C'est bien évidemment l'opposé dans les procédés qui travaillent plutôt dans le domaine de la traction comme l'emboutissage et le formage incrémental, dont les déformations sont limitées par les instabilités plastiques. Ces instabilités créent une situation où la déformation est concentrée dans une petite zone (striction) ce qui limite la déformation dans le reste de la pièce. Pour augmenter la formabilité des matériaux dans les procédés de formage de tôle, la diminution voire la disparition de ces instabilités plastiques est nécessaire.

b. Stabilisation de la striction en formage incrémental

Pour les matériaux ductiles, le "potentiel de déformation" est vraiment disponible si l'instabilité de striction est évitée, retardée ou si sa vitesse de croissance est diminuée. La localisation des déformations elle-même n'explique pas l'augmentation de la formabilité en formage incrémental car en mise en forme classique, la localisation est synonyme de striction et de rupture. La zone où la déformation est localisée se déplace avec le poinçon à la surface de la tôle. La striction ne peut donc pas se développer jusqu'à la rupture car le poinçon s'est déjà déplacé avant que la limite à rupture ne soit atteinte. Cette hypothèse n'est pas entièrement satisfaisante car elle n'explique pas pourquoi la striction une fois générée ne continue pas à se développer si la zone est toujours sous tension.

L'origine de la stabilisation de la localisation peut avoir deux explications :

- la première est que la contrainte au niveau de la striction est inférieure au niveau de contrainte nécessaire au développement de la striction.
- la seconde est que la contrainte nécessaire au développement de la striction augmente et devienne supérieure au niveau de la contrainte localisée dans le matériau. La striction ne peut donc plus apparaître.

De nombreux mécanismes ont été proposés dans la littérature pour expliquer l'augmentation de la formabilité en formage incrémental [EMM 09]. Les mécanismes proposés sont étudiés dans les parties suivantes en prenant en considération la localisation et la stabilisation des déformations. Pour tous les mécanismes, leurs relations avec le phénomène de striction et avec le procédé de formage incrémental seront présentées. Seront présentés en détails les effets du cisaillement dans l'épaisseur de la tôle, des contraintes de compression dues au contact tôle/outil, de la flexion sous tension et enfin des effets cycliques.

1.3.4.2 Effets du cisaillement dans l'épaisseur

Le procédé de formage incrémental utilise le principe du repoussage de matière. La surface inférieure de la tôle, au contact du poinçon, est entraînée par celui-ci. Dans le même temps, la surface supérieure de la tôle ne bouge pas. Ce gradient de déplacement entre les deux surfaces de la tôle entraîne un effet de cisaillement dans l'épaisseur dont le principe est présenté sur la figure 1.29. Ce cisaillement dans l'épaisseur est dirigé selon la direction de déplacement du poinçon

Une des premières études concernant le cisaillement dans l'épaisseur de la tôle selon la direction de déplacement du poinçon a été effectuée par Sawada et al. [SAW 01] à partir de conclusions de simulations éléments finis. Cette étude a été l'une des premières à s'intéresser en détail à la formabilité des tôles autour du contact du poinçon. Bambach [BAM 03] a également remarqué la présence de cisaillement dans ses simulations du formage incrémental et a observé que le niveau de cisaillement dépendait à la fois du diamètre de la tête du poinçon et de son déplacement vertical [BAM 03]. Jackson [JAC 07] a détecté expérimentalement la présence de cisaillement dans

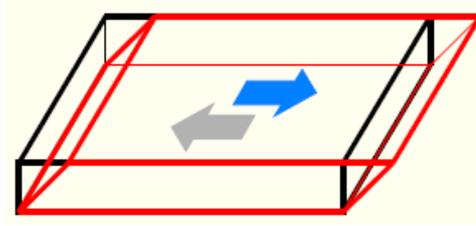


Figure 1.29 – Principe du mécanisme de cisaillement dans l'épaisseur [EMM 09]

l'épaisseur selon la direction de déplacement du poinçon en mesurant le déplacement relatif entre deux surfaces d'un panneau sandwich réalisé en SPIF [JAC 07], et par une mesure rigoureuse d'une section transversale d'une tôle de cuivre de 3 mm d'épaisseur formée par SPIF et TPIF [JAC 09]. Eyckens a également détecté la présence de cisaillement en perçant de petits trous dans la tôle et en mesurant leurs orientations après mise en forme. Le cisaillement a été observé dans la direction de déplacement du poinçon mais très peu ou pas du tout dans la direction perpendiculaire au déplacement [EYC 08].

La figure 1.30 présente une surface de charge théorique du critère de plasticité isotrope de Von Mises dans le plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$.

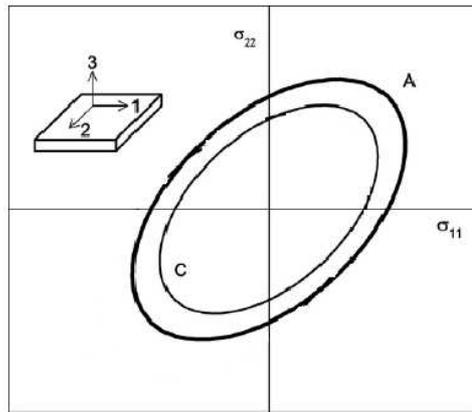


Figure 1.30 – Surface de charge de Von Mises. σ_{11} et σ_{22} sont les contraintes principales dans le plan de la tôle. A=surface de charge standard en mise en forme traditionnelle de tôle ($\sigma_{33} = 0, \tau = 0$); C=effet du cisaillement ($\tau \neq 0$) [EMM 09]

L'influence du cisaillement ($\tau \neq 0$) sur la taille de la surface de charge est présentée. L'ajout d'une contrainte de cisaillement diminue la limite d'élasticité en traction comme l'illustre la figure 1.30 ce qui a pour effet de diminuer la taille de la surface de charge. Afin d'expliquer ce phénomène, il est nécessaire d'introduire la notion de contrainte équivalente définie par l'équation suivante :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}} \quad (1.2)$$

où $\underline{\underline{S}}$ est le tenseur déviatorique des contraintes [LEM 85].

Les critères de plasticité sont définis au moyen de cette contrainte équivalente (σ_{eq}). La plasticité apparaît lorsque la contrainte équivalente est égale à la limite d'élasticité du matériau ($\sigma_{eq} = R_{p0.2}$). Le fait d'ajouter du cisaillement modifie la forme du tenseur des contraintes et augmente la valeur de la contrainte équivalente. Pour que la valeur de σ_{eq} reste constante, la contrainte en traction diminue. Cela explique le fait que l'ajout de termes de cisaillement diminue la limite d'élasticité en traction mais pas la limite d'élasticité du matériau.

Dans le cas où la contrainte de traction dans la tôle atteint un niveau inférieur à la limite d'élasticité, l'ajout d'une faible contrainte de cisaillement peut augmenter suffisamment la contrainte équivalente afin d'atteindre la limite d'élasticité et ainsi démarrer la plasticité au niveau de la zone de la tôle qui subit du cisaillement. La déformation plastique est donc localisée.

En termes de stabilité, le cisaillement pur est un mode stable qui ne permet pas l'apparition de la striction. L'augmentation du cisaillement diminue la contrainte en traction ce qui a pour conséquence de retarder l'apparition de la striction. Ce résultat, observé par Tekkaya [TEK 06] et cité par Emmens [EMM 09], est présenté en figure 1.31. Cette figure montre que la limite d'élasticité en traction (ligne du dessous) et la limite de striction (ligne du dessus) sont modifiées par l'ajout d'une contrainte de cisaillement. L'abscisse correspond au rapport entre la contrainte de cisaillement et la contrainte d'écoulement du matériau. Ce graphe montre bien que l'ajout d'une contrainte de cisaillement augmente la limite en striction et diminue la limite d'élasticité en traction.

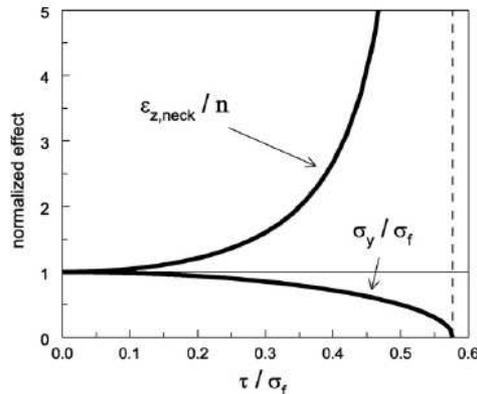


Figure 1.31 – Effets de l'ajout de contraintes de cisaillement sur la formabilité. Ligne du dessous : limite d'élasticité du matériau σ_y ; ligne du dessus : déformation limite normalisée pour l'apparition de la striction ϵ_z . σ_f =contrainte équivalente, τ =contrainte de cisaillement, n =coefficient d'écroûissage. [TEK 06]

Eyckens [EYC 08] a travaillé sur les effets du cisaillement dans l'épaisseur de la tôle sur les courbes limites de formage. Pour cela il a effectué une analyse de type Marciniak-Kuczynski et a montré que la présence de cisaillement peut augmenter significativement les courbes limites de formage.

1.3.4.3 Effets des contraintes de contact

Les contraintes de contact créent des contraintes de compression normales à la surface de la tôle dues au contact avec le poinçon. Plus le diamètre du poinçon est petit, plus ces contraintes de contact seront importantes. La figure 1.32 montre que l'ajout de contraintes de contact déplace la surface de charge vers le domaine de compression. Par conséquent, au point de contact, la contrainte équivalente est légèrement réduite, entraînant donc une diminution de la limite d'élasticité en traction. La conséquence est la réduction des contraintes dans le plan et de ce fait l'apparition de la striction est retardée.

Généralement une CLF classique est construite dans des conditions de contraintes planes (absence de contraintes de contact). Afin d'observer les effets des contraintes de contact, Smith [SMI 05] a développé un modèle analytique capable de prédire les effets des contraintes de contact sur la forme et la position des CLF. Dans son article, les résultats sont comparés à ceux obtenus par Gotoh [GOT 95]. Les deux modèles prédisent que l'ajout d'une contrainte de contact augmenterait les CLF et donc la formabilité du matériau. Banabic [BAN 08] confirme également ces résultats en effectuant une analyse détaillée de type Marciniak-Kuczynski.

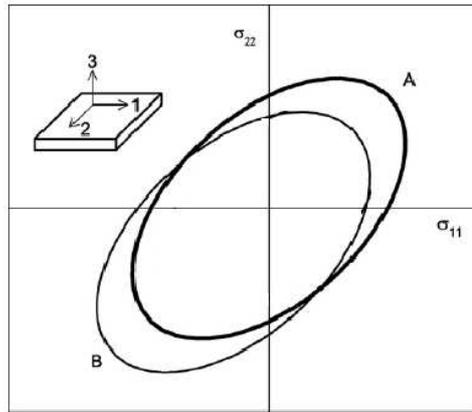


Figure 1.32 – Surface de charge de Von Mises. σ_{11} et σ_{22} sont les contraintes principales dans le plan de la tôle. A=surface de charge standard en mise en forme traditionnelle de tôle ($\sigma_{33} = 0, \tau = 0$); B=effets des contraintes de contact ($\sigma_{33} < 0$) [EMM 09]

Récemment, Huang et al. [HUA 08] ont trouvé une relation directe entre l'augmentation de la formabilité en formage incrémental et la présence de contraintes de contact. Ces travaux sont basés sur ceux de Smith [SMI 05] mentionnés précédemment. Silva et al. [SIL 08] ont présenté une analyse du procédé de formage incrémental basée sur l'utilisation de membranes. Leur analyse révèle également que la limite d'élasticité en traction est réduite par les contraintes de contact. Si les contraintes de contact en formage incrémental sont dues à la courbure de la tôle autour du poinçon, ces contraintes doivent augmenter avec l'épaississement des tôles et la diminution du diamètre du poinçon. Cela aurait pour conséquence d'améliorer la formabilité, ce qui est en accord avec les observations générales.

1.3.4.4 Flexion sous traction (Bending Under Tension)

La flexion sous traction est un phénomène dynamique qui se produit lors du repoussage de la tôle par le poinçon. La présence de la flexion sous traction dans le procédé actuel de formage incrémental est difficile à établir directement même s'il est évident qu'en formage incrémental le matériau subit de la flexion autour du poinçon et de l'étirage (au moins dans une direction). Il est donc possible de supposer que la flexion sous traction va se produire dans une certaine mesure en formage incrémental. La flexion sous traction est liée au déplacement de la zone de déformation au voisinage du poinçon, et ces zones subissent plusieurs cycles de flexion comme le montre la figure 1.33. La tôle va donc subir un cycle de flexion "concave/convexe" lors du déplacement du poinçon.

La flexion sous traction correspond à une flexion et un étirage simultanés de la tôle, situation bien connue en emboutissage [MAR 02], qui induit une contrainte non uniforme dans l'épaisseur de la tôle. Le mécanisme de flexion sous traction est différent de celui du cisaillement ou de la contrainte de contact car la forme du tenseur des contraintes n'est pas modifiée contrairement aux deux autres mécanismes.

Une autre différence fondamentale existe : le cisaillement et la contrainte de contact sont des mécanismes "statiques".

La dernière différence repose sur le fait que le cisaillement ou la contrainte de contact augmente juste la formabilité jusqu'à une certaine limite dépendant du niveau de la contrainte de cisaillement ou de contact. La flexion sous traction crée au contraire un petit régime de déformation stable à chaque passage de l'outil. Aussi longtemps que l'incrément de déformation $\Delta\varepsilon$ ($\Delta\varepsilon < h/2R$) reste dans ce régime, la déformation reste stable et peut être répétée encore et encore (h , épaisseur de la tôle et R , rayon de courbure de la tôle) [EMM 09]. Cet incrément de déformation ne génèrera pas une énergie assez importante pour continuer à déformer la tôle

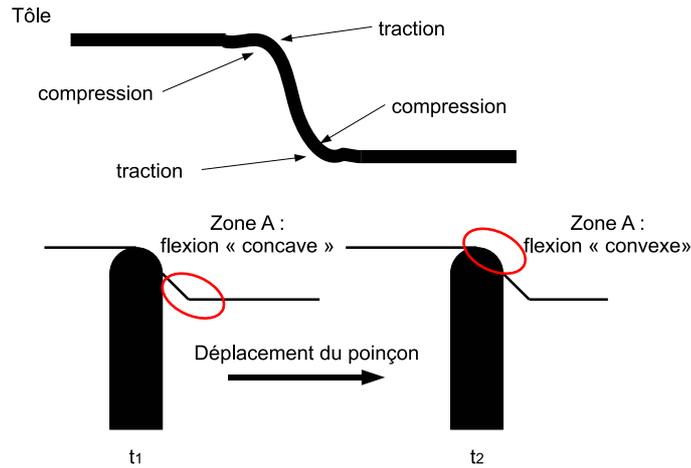


Figure 1.33 – Représentation des cycles de flexion subit par la tôle

après le passage du poinçon. Le mécanisme prédit un effet stabilisant supplémentaire proportionnel à $h/2R$, signifiant qu'il est possible d'améliorer la formabilité par flexion sous traction en augmentant l'épaisseur de la tôle et en diminuant le rayon du poinçon, ce qui est en accord avec les observations générales.

1.3.4.5 Les effets cycliques

En formage incrémental, le poinçon peut passer plusieurs fois au même endroit, chaque passe engendre des flexions successives. Bambach et al. [BAM 03] se sont aperçus de l'existence de ces cycles de déformations et de leurs effets possibles sur le comportement des matériaux. Ils ont suggéré de poursuivre les recherches sur le procédé en utilisant un modèle de comportement tenant compte de l'endommagement et de la striction lors de la trajectoire du poinçon. Eyckens et al. [EYC 07] ont réalisé la même observation. Les effets cycliques peuvent améliorer la formabilité des tôles, mais des essais plus complexes sont nécessaires pour le démontrer. De plus le développement de modèles de comportement tenant compte de ces effets est nécessaire.

1.3.5 Les diagrammes limites de formage en formage incrémental

1.3.5.1 Présentation des différents diagrammes limites de formages existant pour le formage incrémental

La figure 1.34 confirme qu'en formage incrémental, les niveaux des CLF sont supérieurs à ceux du formage conventionnel [PAR 03] [FIL 02]. La CLF en formage incrémental est une droite de pente négative comprise dans le 1^{er} quadrant du diagramme limite de formage (ε_1 et $\varepsilon_2 > 0$). Dans ce même quadrant, la CLF en emboutissage a une pente positive. La différence entre les deux courbes est maximale pour $\varepsilon_2 = 0$.

Il faut souligner que le formage incrémental ne satisfait pas aux conditions nécessaires à la réalisation des CLF. En effet, les trajectoires ne sont pas directes, l'état de contraintes n'est pas plan et du cisaillement est présent dans l'épaisseur [EMM 09]. Néanmoins, la plupart des auteurs utilisent les courbes limites de formage pour représenter la formabilité des tôles en formage incrémental. C'est le cas notamment de Filice et al. [FIL 02], Van Bael et al. [VAN 07], Strano et al. [STR 05] et Ham et al. [HAM 07].

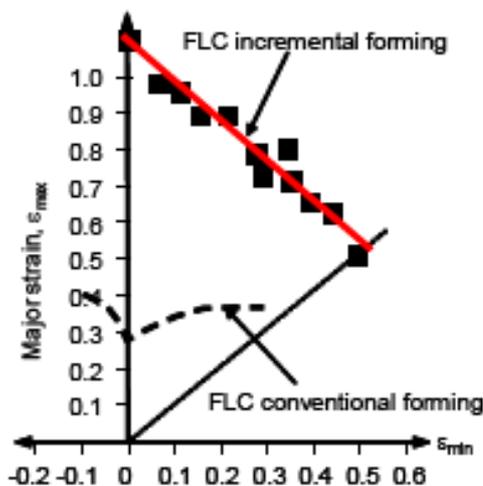


Figure 1.34 – Comparaison des courbes limites de formage obtenues par formage conventionnel et incrémental [FIL 02]

A titre d'illustration, Filice et al. [FIL 02] utilisent plusieurs essais caractéristiques afin de déduire la courbe de la figure 1.34. Leurs essais sont réalisés sur des tôles d'alliage d'aluminium (AA 1050-O) de dimensions $240 \times 240 \text{ mm}^2$ et d'épaisseur 1 mm. Le diamètre du poinçon utilisé est de 12 mm. Le critère de construction de ces CLF est la rupture. Ces essais sont les suivants :

- essai A (conditions d'étirement purement uni-axial, $\varepsilon_1 > 0$, $\varepsilon_2 = 0$, traction large)

L'essai A représenté par la figure 1.35 permet d'obtenir un étirement purement uni-axial, le chemin effectué par le poinçon est une trajectoire carrée constituée de quatre lignes droites. A chaque tour, le poinçon réalise un carré à incrément vertical constant (Δz). Entre chaque passage du poinçon, celui-ci réalise un incrément horizontal dans le plan (x, y) (Δx et Δx) vers le centre de la tôle. La forme finale souhaitée est une pyramide.

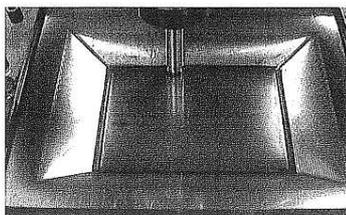


Figure 1.35 – Essai A, étirement uni-axial [FIL 02]

- Essai B (conditions d'étirement purement bi-axial $\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > 0$)

L'essai B représenté par les figures 1.36 et 1.37 permet d'obtenir un étirement purement bi-axial, la trajectoire effectuée par le poinçon est une croix constituée de 2 trajectoires rectilignes perpendiculaires. Le long de chaque ligne, le poinçon repousse verticalement la tôle à incrément vertical (Δz). De cette façon, l'étirement bi-axial se trouve au centre de la croix.

- Essai C (conditions d'étirement entre uni-axial et bi-axial)

L'essai C permet d'obtenir des points entre les modes de déformations uni-axial et bi-axial afin de construire une courbe limite de formage en rupture. La trajectoire réalisée par le poinçon est une spire en 3-D comme l'illustre la figure 1.38. Le rapport entre la déformation principale

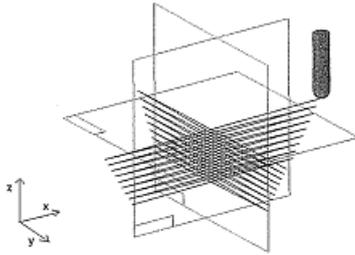


Figure 1.36 – Essai B, chemin du poinçon pour un étirement purement bi-axial [FIL 02]

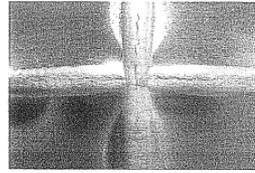


Figure 1.37 – Fissuration typique provenant d'un test B (vue arrière de la partie emboutie) [FIL 02]

maximale et la déformation principale minimale dépend du diamètre du cercle. Pour un 1^{er} cercle de diamètre 200 mm, les déformations sont proches du mode uni-axial avec une déformation principale minimale proche de 0. La diminution du diamètre du cercle initial génère des déformations dans le mode bi-axial. Déterminer la striction sur ce genre de géométrie est compliqué, le critère utilisé est donc la rupture, comme le montrent les figures 1.37 et 1.39. Ces trois essais permettent aux auteurs de construire la courbe limite de formage en rupture pour le formage incrémental qui est présentée sur la figure 1.34.

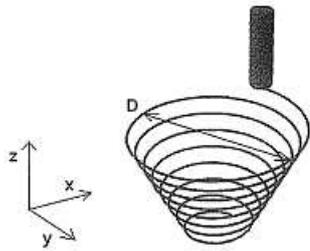


Figure 1.38 – Essai C, chemin du poinçon en spire 3-D [FIL 02]

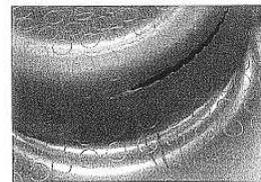


Figure 1.39 – Fissuration typique provenant d'un essai C [FIL 02]

D'autres auteurs ont travaillé sur des représentations différentes des diagrammes de formabilité. C'est le cas notamment de Micari [MIC 04] qui a représenté l'évolution de la déformation principale maximale à déformation principale minimale nulle en fonction de la taille de l'incrément vertical (Δz) du poinçon comme le montre la figure 1.40. L'étude est réalisée sur un alliage d'aluminium 1050-0 avec un poinçon de diamètre 12 mm.

Jeswiet et Young [JES 05B] ont constitué des diagrammes limites de formage à partir de cinq formes réalisées sur deux alliages d'aluminium (3003-0 et 5754-0). Ces formes sont présentées sur la figure 1.41, il s'agit d'un tronc de cône, d'une hyperbole, d'un dôme, d'un tronc de pyramide et d'une forme à 5 lobes. Ces cinq formes couvrent un large champ de déformations rencontré lors du procédé de formage incrémental et chaque pièce formée présente une zone différente dans le plan ($\varepsilon_1, \varepsilon_2$). L'idée des auteurs est de regrouper sur une seule courbe, les diagrammes des cinq formes afin de constituer un diagramme limite de formage propre au formage incrémental pour un type de matériau. Ce diagramme est présenté sur la figure 1.41. La limite de la réussite d'un embouti (pas de déchirures de la tôle) se trouve en dessous de la ligne pointillée.

Hussain et al. [HUS 09] se sont intéressés à l'influence des propriétés du matériau sur l'apparition des fissures en formage incrémental. Ils ont donc étudié les diagrammes limites de formage

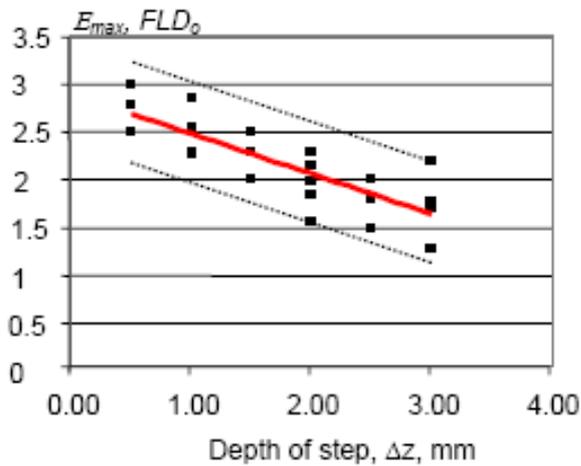


Figure 1.40 – ε_1 en fonction de Δz [MIC 04]

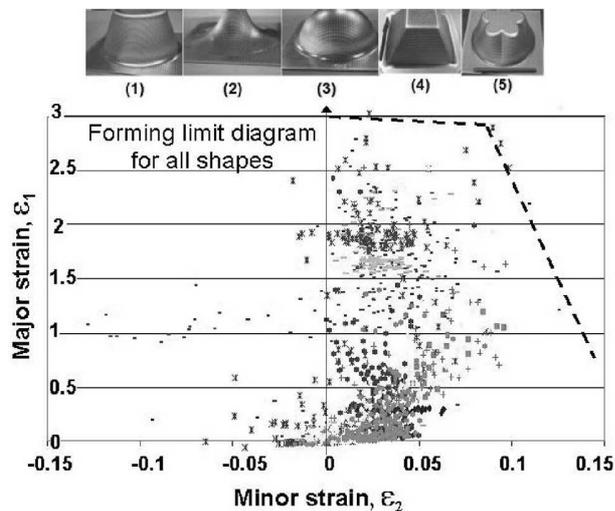


Figure 1.41 – Diagramme limite de formage pour les cinq formes [JES 05B]

pour douze métaux ; cinq alliages d'aluminium, quatre aciers, un laiton, un alliage de cuivre et du titane. Les déformations sont mesurées à l'aide d'une méthode de cercles et d'un microscope. La pièce formée est un tronc de cône comme l'illustre la figure 1.42 où sont représentés également les cercles permettant la mesure des déformations.



Figure 1.42 – Forme finale de la pièce étudiée [HUS 09]

La valeur de FLD_0 représentée sur les courbes de la figure 1.43 correspond à la déformation

principale maximale lorsque la déformation principale minimale est nulle (traction large). Ce paramètre FLD_0 est utilisé pour chacun des matériaux en fonction de paramètres matériaux présentés par Fratini [FRA 04] comme influençant la formabilité en SPIF. Ces paramètres sont l'exposant d'érouissage, le pourcentage d'allongement et le coefficient d'érouissage. Les valeurs de déformations présentées par les auteurs semblent très élevées, cela peut provenir de leur moyen de mesure des déformations. De plus les paramètres matériaux ne semblent pas modifier profondément les valeurs de FLD_0 , même si un alliage d'aluminium possède une valeur de FLD_0 plus faible.

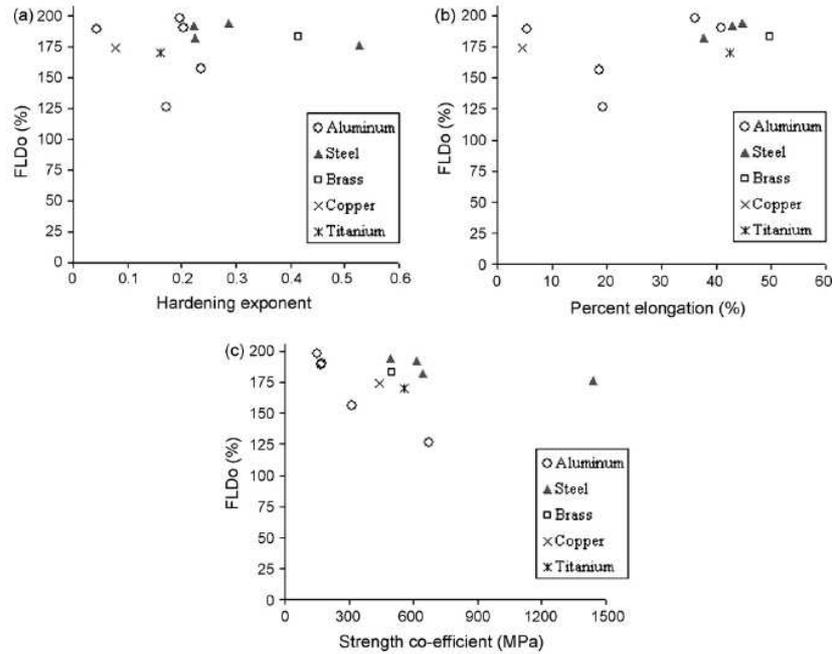


Figure 1.43 – Représentation du paramètre FLD_0 en fonction de l'exposant d'érouissage, du pourcentage d'allongement et du coefficient d'érouissage [HUS 09]

Les auteurs mesurent à partir des éprouvettes post-mortem un pourcentage de réduction de la section de la pièce et la variation de déformation vraie dans l'épaisseur de la tôle. La figure 1.44 montre la valeur de FLD_0 associée à la réduction de la section de l'éprouvette (ΔS) et à la variation de déformation vraie dans l'épaisseur de la tôle ($\Delta \epsilon$) pour chaque matériau.

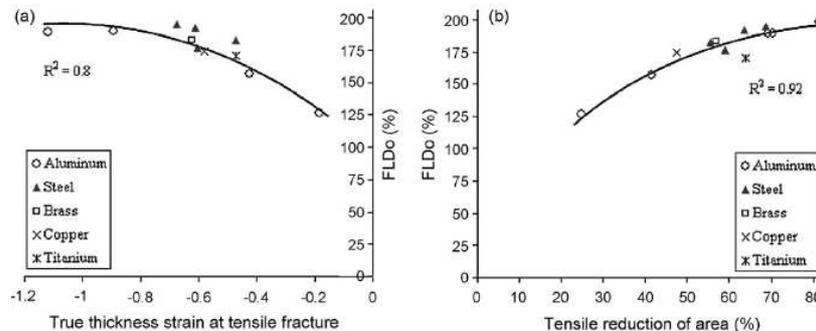


Figure 1.44 – Représentation du paramètre FLD_0 en fonction de la variation de déformation vraie dans l'épaisseur $\Delta \epsilon$ et de la réduction de section de l'éprouvette ΔS [HUS 09]

Les auteurs cherchent une courbe de tendance passant par les points expérimentaux. Le

coefficient de corrélation pour le graphique représentant ΔS est de 0.92. L'équation de la courbe passant au plus près des points expérimentaux est :

$$FLD_0 = -0.017(\Delta S)^2 + 3.022(\Delta S) + 63 \quad (1.3)$$

En théorie, cela peut permettre d'obtenir une valeur de FLD_0 en fonction de la valeur du coefficient d'anisotropie et vice versa. Cependant prédire la formabilité en SPIF d'un matériau à partir d'un seul paramètre est délicat, mais la démarche est intéressante bien que les déformations présentées nous semblent trop importantes.

1.3.5.2 Influence des paramètres procédés sur la formabilité des tôles

- Choix du type et de la taille du poinçon

Kim et al. [KIM 02] ont étudié l'influence du type d'outil et du diamètre du poinçon sur la formabilité des tôles, évaluée par $\varepsilon_1 + \varepsilon_2$, formées par formage incrémental. Deux types d'outils ont été testés, avec et sans lubrification : un poinçon hémisphérique et une sphère en rotation libre au bout du poinçon (cf. figure 1.45).

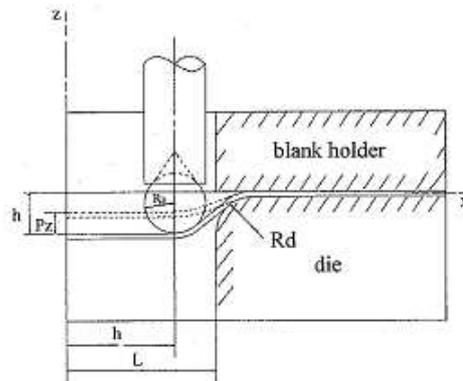


Figure 1.45 – Principe de la sphère libre au bout du poinçon [KIM 02]

Ainsi, leurs résultats résumés dans le tableau 1.2 montrent que l'utilisation d'une sphère libre sans lubrification augmente légèrement la formabilité.

Formabilité	avec lubrification	sans lubrification
sphère libre	0.72	0.73
Poinçon hémisphérique	0.67	0.69

Tableau 1.2 – Formabilité ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2$) de tôles d'aluminium en fonction de l'outil utilisé [KIM 02]

Hirt [HIR 02] et Micari [MIC 04] ont également montré que l'utilisation de poinçons de petits diamètres augmentaient les déformations atteintes.

- Choix de l'incrément vertical Δz

La valeur de l'incrément vertical a une influence sur la formabilité et sur l'état de surface de la tôle. Micari [MIC 04] a montré que l'augmentation de Δz diminuait la formabilité des tôles. Les résultats sont présentés sur la figure 1.40. Ces observations ont également été confirmées par Kim [KIM 02] comme le montre la figure 1.46 (où Pz correspond à Δz), mais également par Hirt [HIR 02] et Jeswiet [JES 04].

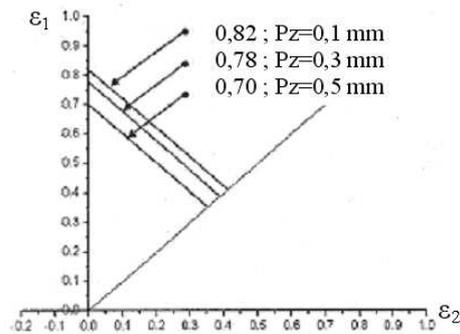


Figure 1.46 – CLF en fonction de la profondeur de passe Δ_z pour un diamètre de poinçon de 5 mm [KIM 02]

- Choix de la vitesse de rotation du poinçon

En formage incrémental, le poinçon peut être fixe ou libre en rotation (cf. figure 1.45) ou à rotation imposée. Micari [MIC 04] a montré que l'augmentation de la vitesse de rotation du poinçon augmentait la formabilité. Cette augmentation est due en partie à un échauffement local de la tôle et surtout à une diminution des effets de frottement à l'interface poinçon/tôle.

- Choix du matériau

Fratini et al. [FRA 04] ont étudié l'influence de la nature du matériau sur la formabilité des tôles en SPIF. Pour cela, cinq paramètres matériaux en plasticité, dont les valeurs ont été obtenues par des essais de traction, ont été comparées pour six matériaux différents (tableau 1.3).

Matériaux	K (MPa)	n	R_n	$\sigma_{rupture}$ (MPa)	A %
Cuivre	390	0.16	0.85	300	26
Laiton	1437	0.34	0.88	510	8
acier DDQ	545	0.27	2.01	290	50
acier HSS	628	0.25	2.01	350	40
alu 1050-O	255	0.18	0.6	76	39
alu 6114-T4	540	0.22	0.69	310	24

Tableau 1.3 – Valeurs des paramètres pour chaque matériau. K : coefficient de résistance plastique ; n et R_n : paramètres d'érouissage ; A : pourcentage d'allongement à rupture [FRA 04]

La figure 1.47 présente pour chaque matériau les déformations mesurées dans le plan $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$. Le matériau possédant la meilleure formabilité est l'acier DDQ, c'est le matériau possédant les coefficients d'anisotropie les plus élevées et le pourcentage d'allongement à la rupture le plus important. Entre le laiton et l'acier DDQ, les déformations principales maximales peuvent atteindre un rapport de 1 à 3.

La nature du matériau mis en forme est très importante lorsque le choix de la forme finale de la pièce souhaitée est décidée. Elle va conditionner la faisabilité de la pièce et la définition de la trajectoire du poinçon.

- Choix de l'épaisseur de la tôle

Hirt et al. [HIR 04] ont montré que l'épaisseur de la tôle influence la formabilité. Kim et Park

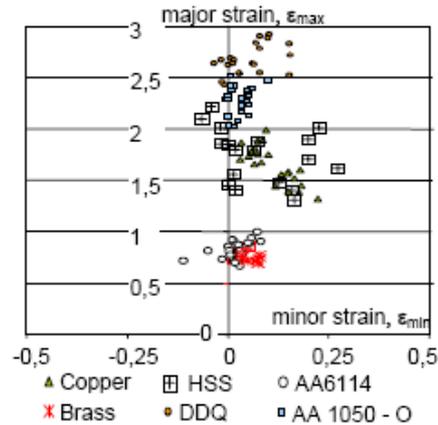


Figure 1.47 – Diagramme limite de formage pour différents matériaux présentés dans le tableau 1.3 [FRA 04]

[KIM 02] ont travaillé sur des tôles d'alliage d'aluminium AA 1050-O. Leurs résultats ont montré que l'utilisation de tôles d'épaisseur 0.92 mm diminuait jusqu'à 70% les niveaux de déformations par rapport à une épaisseur de tôles de 1.2 mm.

La formabilité en formage incrémental est plus élevée qu'en mise en forme classique. Cependant, cette section a montré qu'en modifiant certains paramètres procédés, la formabilité pouvait encore être augmentée. La formabilité augmente lorsque Δz , ϕ_p et l'épaisseur de la tôle diminuent. Une augmentation de la vitesse de rotation du poinçon augmente également la formabilité qui dépend également du matériau utilisé.

1.3.6 Analyse des paramètres procédés

La plupart des articles traitant des paramètres procédés étudient le diamètre du poinçon (ϕ_p), l'angle de mise en forme, l'incrément vertical Δz et la hauteur d'embouti sur les efforts de mise en forme, la géométrie et l'état de surface de la pièce ainsi obtenue.

1.3.6.1 Les efforts mis en jeu dans le procédé de formage incrémental

Jeswiet et al. [JES 05C] ainsi que Duflou et al. [DUF 05C] ont développé un capteur d'efforts spécifique pour le formage incrémental, présenté sur la figure 1.48. Il permet également de mesurer le frottement.

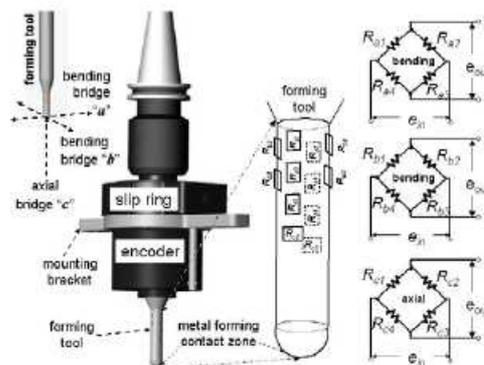


Figure 1.48 – Détails du capteur d'efforts de formage incrémental [JES 05C]

Jeswiet et al. [JES 05C] ont formés des pyramides en TPIF avec différents angles (30° , 45° et 60°) sur un alliage d'aluminium 3003-0. La figure 1.49 présente l'évolution de l'effort vertical le long de la trajectoire du poinçon (du haut de la tôle vers le bas) en fonction de l'angle de mise en forme. L'effort maximal apparaît au début de la mise en forme. Plus l'angle de mise en forme est élevé, plus l'effort maximal atteint lors de la mise en forme de la tôle est important.

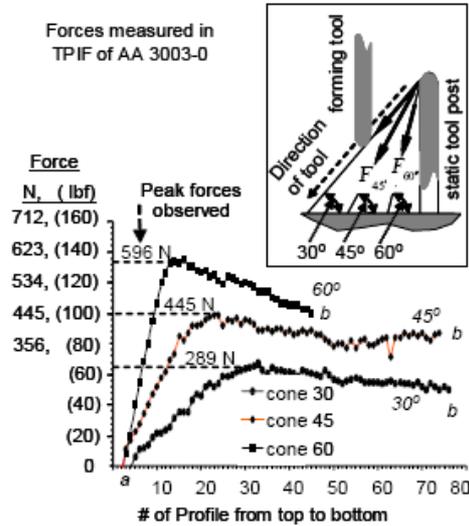


Figure 1.49 – Evolution de l'effort vertical en fonction de l'angle de mise en forme [JES 05C]

Dufflou et al. [DUF 05C] ont réalisé une série d'essais expérimentaux en utilisant un capteur de forces dynamométriques 6 axes monté sur une plate-forme de formage incrémental un point (SPIF). La pièce obtenue est un tronc de cône réalisée sur un alliage d'aluminium 3003-0 d'épaisseur de 1.21 mm. Les influences de l'angle de mise en forme et de la taille du diamètre du poinçon sur les efforts mis en jeu sont étudiées. Les efforts sont représentés par la somme vectorielle de l'effort. La vitesse de déplacement du poinçon est de 2 m/min. L'incrément vertical du poinçon est égale à 0.5 mm et le diamètre du poinçon est de 10 mm. La figure 1.50 (a) présente l'évolution de l'effort au cours de la mise en forme en fonction de l'angle de mise en forme. Même si le procédé de formage incrémental est différent (SPIF vs. TPIF), comme pour les résultats de Jeswiet [JES 05C], la force maximale est atteinte pour un angle de mise en forme de 60° .

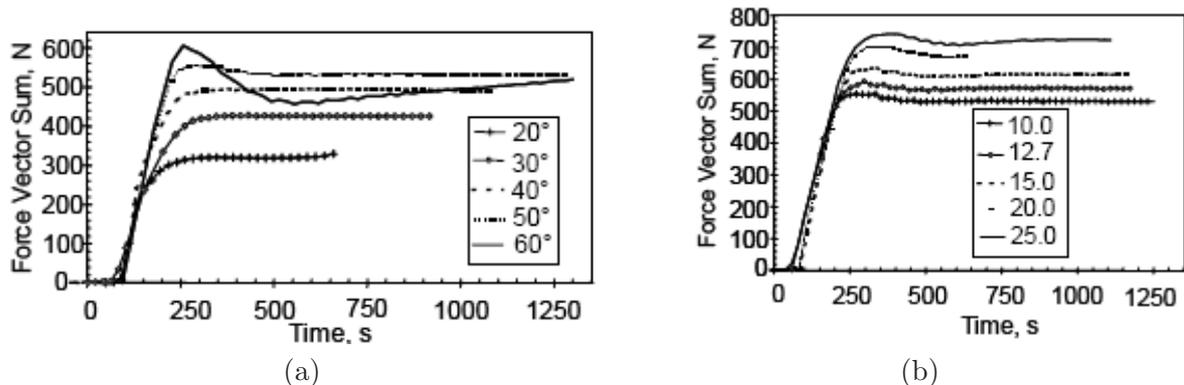


Figure 1.50 – Influence de l'angle de mise en forme et de la taille du diamètre du poinçon sur les efforts [DUF 05C]

La figure 1.50 (b) présente l'évolution de l'effort au cours de la mise en forme en fonction du

diamètre du poinçon de 10 à 25 mm, pour un angle de mise en forme de 50° . La diminution du diamètre du poinçon diminue les efforts générés lors de la mise en forme.

Oleksik et al. [OLE 07] ont effectué des essais et des simulations numériques (LS-Dyna) pour déterminer les efforts mis en jeu, au niveau du poinçon, lors du procédé SPIF. Tous les paramètres des essais (épaisseur initiale et dimensions de la tôle, outil de serrage, ...) sont identiques sauf le diamètre du poinçon (ϕ_p) et la profondeur de la pièce formée (h) (cf. tableau 1.4). Le matériau utilisé est un acier DC03. La pièce de type pyramidale est réalisée sur une machine MOCN 3 axes. Le tableau 1.4 montre également les efforts horizontaux (translation du poinçon selon l'axe x, F_x) et verticaux (axe du poinçon, F_z) pour les différents cas d'essais.

Différents cas	h (mm)	ϕ_p (mm)	F_z (kN)	F_x (kN)
C1	6	12	5.504	1.335
C2	10	12	8.932	3.596
C3	6	20	5.480	1.323
C4	10	20	10.902	3.340

Tableau 1.4 – Paramètres du procédé de formage incrémental et valeurs moyennes des réponses mesurées [OLE 07]

Les essais et les simulations donnent des courbes force en fonction du temps du même ordre de grandeur. Les efforts augmentent avec la profondeur de la pièce emboutie. Les résultats d'Oleksik et al. confirment les observations de Duflou et al. [DUF 05C], l'augmentation du diamètre du poinçon augmente F_z . Cependant, Oleksik et al. ont découpé leur vecteur force et ont montré que le diamètre du poinçon n'a pas d'influence sur F_x . La profondeur d'embouti ne modifie pas non plus les efforts horizontaux.

1.3.6.2 Critère de réussite d'un embouti : état de surface et erreur géométrique

Le principal paramètre déterminant l'état de surface de la tôle et sa rugosité est l'incrément vertical Δz . La figure 1.51 représente en 3D quatre états de surface de tôles mises en forme avec un poinçon de 12.5 mm de diamètre pour quatre valeurs de Δz différents. On constate bien que plus Δz est important plus l'état de surface est grossier.

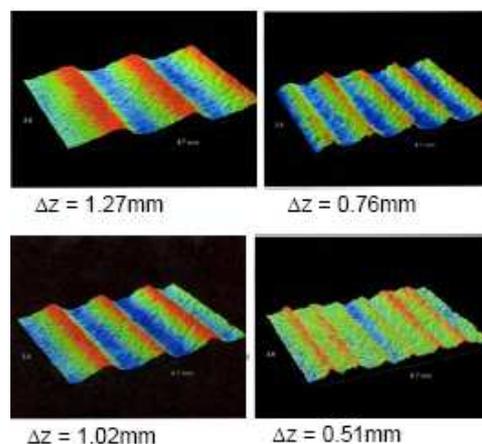


Figure 1.51 – Etat de surface de tôles mises en forme pour quatre valeurs de Δz différents [JES 04]

Jeswiet et al. [JES 04] ont également étudié l'influence de Δz et de la vitesse de rotation du

poinçon sur la rugosité et l'état de surface des emboutis formés. La figure 1.52 montre l'évolution de la rugosité en fonction de Δz . La diminution de l'incrément Δz améliore l'état de surface de l'embouti. La figure 1.53 présente l'évolution de la rugosité en fonction de la vitesse de rotation du poinçon. Cette dernière a une légère influence sur la rugosité. La vitesse de rotation optimale se situe à la valeur de rugosité minimale, c'est-à-dire à environ 1300 tours par minute. De plus, l'utilisation d'un poinçon non-rotatif augmente la rugosité.

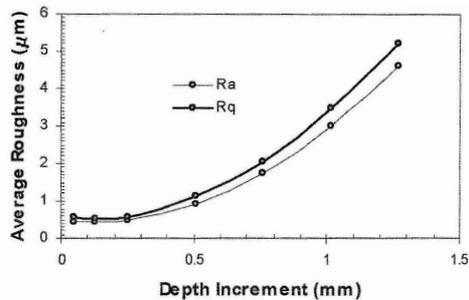


Figure 1.52 – Rugosité en fonction de la profondeur de passe [JES 04]

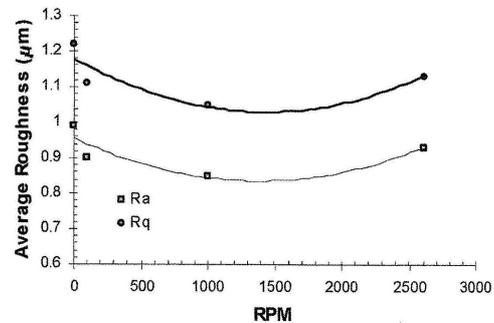


Figure 1.53 – Rugosité en fonction de la vitesse de rotation (tour par minute) du poinçon [JES 04]

Junk et al. [JUN 03] se sont intéressés aux effets de l'incrément Δz , de l'angle de mise en forme et la taille du diamètre du poinçon sur la rugosité R_z des tôles formées. Les résultats sont synthétisés sur la figure 1.54. Ces résultats confirment que la diminution de Δz diminue la rugosité. Un angle de mise en forme et un diamètre de poinçon plus importants diminuent la rugosité.

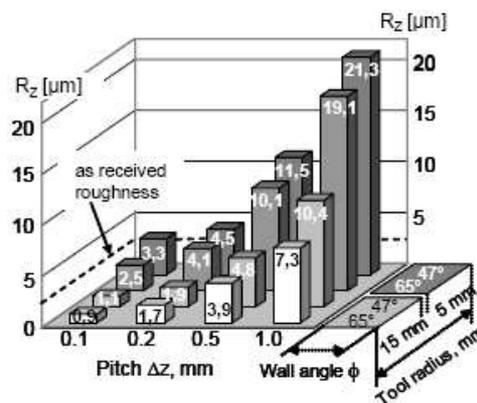


Figure 1.54 – Influence de l'incrément Δz , de l'angle de mise en forme et la taille du diamètre du poinçon sur la rugosité R_z [JUN 03]

Ambrogio et al. [AMB 04] ont analysé l'influence du diamètre du poinçon et de la profondeur de passe sur la précision dimensionnelle de pièces obtenues par formage incrémental. Dans cette étude, un système de numérisation à balayage laser Minolta 300 a permis de reconstruire la géométrie de la pièce par triangulation laser. Le logiciel Parametric Pro-Verify a été utilisé pour comparer la géométrie de la pièce formée avec celle de la pièce théorique souhaitée obtenue par CAO. Pour quantifier les écarts, les auteurs ont utilisés la racine carrée de la moyenne des écarts au carré, plus communément nommée erreur RMS (Root Mean Square Error).

On peut remarquer que la comparaison de formes à l'aide de l'erreur RMS n'est pas toujours

	diamètre du poinçon (mm)	profondeur de passe (mm)	RMS error
test 1	18	2.5	6.70
test 2	18	1	6.01
test 3	12	1	3.53
test 4	12	2.5	4.59

Tableau 1.5 – Erreur de reconstruction pour chaque cas étudié [AMB 04]

pertinente. En effet, elle ne peut distinguer une erreur globale de forme et des erreurs plus locales de rugosité. L'utilisation d'un logiciel de comparaison de nuage tel Geomagix ou même la comparaison du profil des pièces auraient fournies des informations plus locales sur la comparaison des formes.

Néanmoins, les résultats des auteurs montrent que l'erreur est minimale pour un diamètre et un incrément vertical les plus petits possibles. Cela correspond au test 3, présenté dans le tableau 1.5, qui respecte le mieux les précisions dimensionnelles. En augmentant la profondeur de passe, un meilleur amincissement et une meilleure condition d'étirage sont obtenus mais l'état de surface est dégradé.

Ambrogio et al. [AMB 07] ont également étudié les influences du diamètre du poinçon et de l'épaisseur de la tôle sur la hauteur de l'embouti et sur sa rupture. La forme de l'embouti est un cône ayant un diamètre de base de 80 mm.

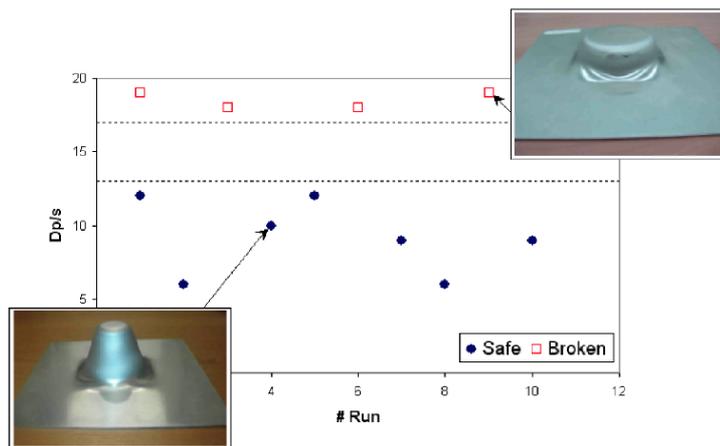


Figure 1.55 – Rapport diamètre du poinçon/épaisseur de la tôle pour chaque essai de formage incrémental [AMB 07]

Le rapport ϕ_p/s (ϕ_p : diamètre du poinçon, s : épaisseur de la tôle) permet aux auteurs de délimiter deux zones correspondantes aux emboutis réussis ou rompus (cf. figure 1.55). Cette campagne d'essais a été effectuée sur l'alliage d'aluminium 1050-0 (un "run" correspond à un essai). Les paramètres qui ont été modifiés durant cette campagne d'essais sont le diamètre du poinçon (ϕ_p), l'incrément vertical Δz , l'angle de mise en forme (ϕ) et l'épaisseur de la tôle (s). Ces résultats semblent montrer que le rapport ϕ_p/s permettrait de prédire dans une certaine mesure la réussite d'un embouti.

L'augmentation de la profondeur d'embouti, de l'angle de mise en forme et du diamètre du poinçon fournit des efforts plus importants lors de la mise en forme d'une pièce. De plus, l'augmentation des deux derniers paramètres cités améliore l'état de surface de la pièce finale caractérisé par la rugosité. Néanmoins, le principal paramètre procédé qui améliore l'état de surface reste la diminution de l'incrément Δz .

1.3.7 Applications et innovations liées au procédé de formage incrémental

Dans ce paragraphe, quelques aspects liés à la production industrielle de pièces en SPIF ainsi que des variantes du procédé SPIF sont présentés. Filice et al. [FIL 05] ont réalisé un support de cheville personnalisé par formage incrémental en utilisant le système CAD/CAM (cf. figure 1.56). Le milieu médical a besoin de produire des petites séries de pièces voire souvent des pièces uniques propres à chaque individu. L'utilisation du formage incrémental permet de fabriquer des pièces uniques à moindre coût même si ce procédé a besoin d'améliorer les tolérances dimensionnelles (ici moins d'1 mm) et géométriques. A partir d'un système de scanner laser, la forme de la cheville est numérisée. Cette forme est ensuite transformée en modèle CAO qui va générer la trajectoire de poinçon nécessaire à la réalisation du support de cheville personnalisée.

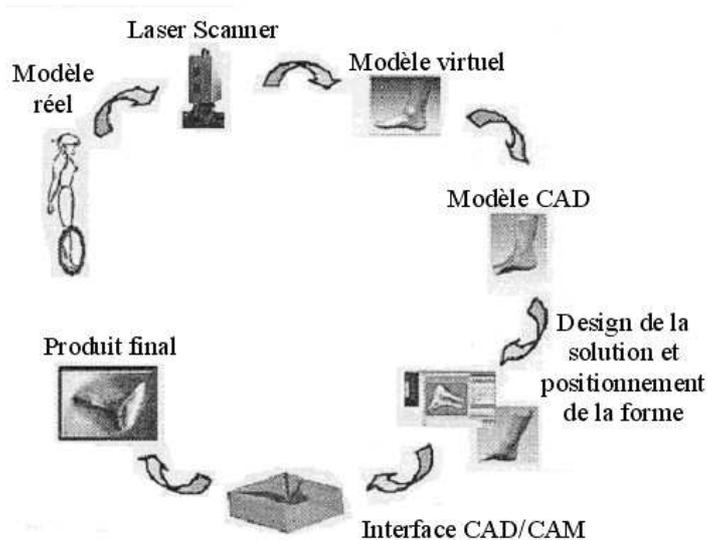


Figure 1.56 – Cycle de fabrication d'un support de cheville [FIL 05]

Franzen et al. [FRA 09] ont étudié la possibilité d'utiliser le procédé de formage incrémental sur du PVC. Une MOCN trois axes est utilisée pour mettre en forme les feuilles de PVC commercial. L'étude est centrée sur la caractérisation et l'évaluation des limites de formabilité en fonction des principaux paramètres du procédé. Les résultats (cf. figure 1.57) montrent que le formage incrémental un point peut mettre en forme avec succès des feuilles de PVC à température ambiante. Les pièces formées sont profondes et le procédé a le potentiel pour former des pièces plus complexes.

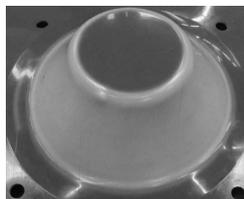


Figure 1.57 – Pièce de PVC mise en forme par formage incrémental [FRA 09]

Guoqiang et al. [GUO 08] ont travaillé sur le formage incrémental à chaud (400°C). Un courant électrique est utilisé pour chauffer par effet Joule l'interface poinçon/tôle. Le principe est illustré par la figure 1.58. L'augmentation du courant électrique augmente la température ainsi que la formabilité de la tôle. Le courant électrique utilisé est d'environ une centaine d'Ampères pour une température inférieure à 400°C. Le matériau étudié est l'alliage de magnésium AZ31, dont

la température d'oxydation est proche de 400°C . Les résultats montrent que ce procédé, simple d'utilisation, donne des résultats encourageants.

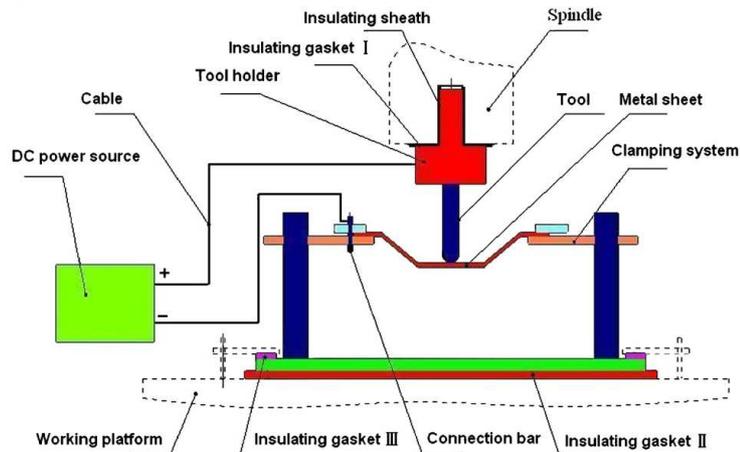


Figure 1.58 – Formage incrémental à chaud : utilisation d'un courant électrique [GUO 08]

Ji et al. [JI 08] ont également travaillé sur le formage incrémental à chaud mais sur des gammes de températures plus faibles (20°C à 250°C). L'objectif est également d'améliorer la formabilité des tôles. Une soufflerie d'air chaud permet de maintenir la tôle à la température souhaitée. Les résultats montrent que les courbes limites de formage augmentent avec la température.

Petek et al. [PET 09] ont comparé l'utilisation d'un poinçon rigide et d'un jet d'eau pour mettre en forme des tôles en SPIF comme l'illustre la figure 1.59.

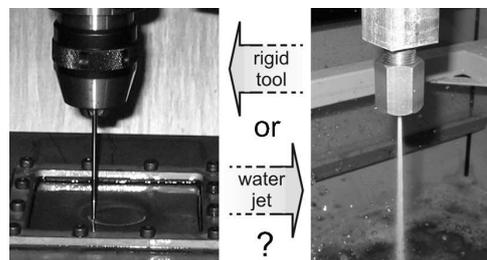


Figure 1.59 – Utilisation de deux outils différents : un poinçon rigide et un jet d'eau [PET 09]

Dans les deux cas, le diamètre utile est 1.6 mm . Le principal paramètre pour le jet d'eau est la pression du jet, tandis que pour le poinçon rigide c'est sa vitesse de rotation. Les résultats sont présentés sur la figure 1.60. La réussite des emboutis est classée en fonction du procédé utilisé (RTSPIF : poinçon et WJSPIF : jet d'eau), de l'angle de mise en forme et de l'incrément horizontal. Ces résultats montrent que l'utilisation d'un poinçon rigide est plus appropriée pour des angles de mise en forme élevés et des incréments horizontaux faibles tandis que le jet d'eau donne de meilleurs résultats pour des angles de mise en forme faibles et donc des incréments horizontaux importants.

Le principal problème du procédé de formage incrémental par jet d'eau est le débit d'eau utilisé [JUR 03]. La pression d'eau utilisée est d'environ 50 MPa pour un débit d'eau de 50 L/min .

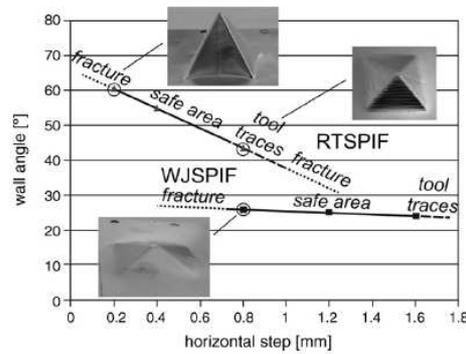


Figure 1.60 – Réussite des emboutis en fonction du procédé utilisé, de l'angle de mise en forme et de l'incrément horizontal [PET 09]

1.4 Conclusions

Ce chapitre a présenté rapidement les différents procédés industriels de mise en forme des tôles et posé les bases des notions de formabilité telles que les courbes limites de formage ainsi que les différents modes de déformations rencontrés en mise en forme. Le formage incrémental a été présenté, il s'agit un procédé de mise en forme encore en partie en développement. Il est surtout utilisé pour des petites séries, voire des pièces uniques du fait des durées importantes requises pour le formage, malgré une simplicité et un faible coût des outillages. Cependant, l'état de surface et le respect de la géométrie souhaitée doivent être encore améliorés.

Un des grands intérêts du formage incrémental réside dans l'amélioration de la formabilité des tôles par rapport aux procédés classiques comme l'emboutissage. Trois principaux mécanismes permettent d'expliquer les raisons de cette amélioration : le cisaillement dans l'épaisseur, les contraintes de contact et la flexion sous traction. Ces mécanismes permettent de stabiliser les déformations et donc d'éviter ou de retarder la striction mais également de diminuer sa vitesse de croissance. L'importance de chaque mécanisme dépend des paramètres procédés utilisés tels que l'épaisseur de la tôle, le rayon de l'outil, la lubrification et le comportement du matériau. Les mécanismes de flexion sous traction et de contraintes de contact prédisent tous les deux que la formabilité en formage incrémental peut être améliorée en augmentant l'épaisseur de la tôle et en diminuant le diamètre du poinçon. Cela a pour conséquence d'augmenter les efforts nécessaires à la déformation plastique des tôles. Les deux conséquences sont la localisation et la stabilisation des déformations. La localisation peut provenir d'effets géométriques ou de l'augmentation localisée de la contrainte équivalente. La stabilisation des déformations peut être améliorée par une réduction localisée réversible de la limite élastique ou par un mécanisme qui empêche géométriquement la croissance de la striction.

De nombreux laboratoires à travers le monde travaillent sur le formage incrémental. Les différentes recherches menées sur ce procédé concernent principalement des études sur les paramètres procédés et sur la simulation du procédé de formage incrémental.

Bibliographie

- [PHI 02] J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade. "Métallurgie : du minerai au matériau 2^{nde} édition". Edité par DUNOD, Paris (2002), pp. 1-1177.
- [BLA 96] J. J. Blandin et M. Suery. "Superplasticité". Techniques de l'ingénieur. Dossier M 613, date de parution : 07/1996.
- [MAR 95] R. Martin. "Formage à la presse". Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles " mai 1995, B 7510-4.
- [ZHA 99] S.H. Zhang. "Developments in hydroforming." Journal of Materials Processing Technology 91 (1999), pp. 236-244.
- [JAR 04] C. Jarboui. "Équipements sous pression - Procédés et technologie du formage." Techniques de l'ingénieur. Dossier BM 6560, date de parution : 01/2004.
- [COL 02] A. Col. "Emboutissage des tôles, Importance des modes de déformations". Techniques de l'ingénieur. Dossier M 3180, date de parution : 06/2002.
- [KEE 65] Keeler. "Determining of forming limits in automotive stamping." Metals Industries, 1965.
- [GOO 68] Goodwin. "Application of the strain analysis to sheet metal forming problem in the process shop." La metallurgia Italian n°8, 1968.
- [FEL 95] E. Felder. "Tribologie de l'emboutissage". Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles " mai 1995, B 7530 M 696-9.
- [LAC 69] Lacombe. "Méthode d'utilisation des grilles susceptibles d'aider l'interprétation des emboutis." Colloque GAMI ISMCN, mai 1969.
- [ARR 81] R. Arrieux. "Contribution à la détermination des courbes limites de formage du titane et de l'aluminium. Proposition d'un critère intrinsèque." Thèse de Doct. Ing. Université de Lyon I et INSA de Lyon (1981).
- [Vic3D] Vic-3D software, version 2007, Correlated Solutions, Inc., <http://www.correlatedsolutions.com>
- [Visuol Technologies] Visuol Technologies <http://www.visuol.com/19-19-fr-Asame.html>, site visité le 15.09.09.
- [Gom] Gom-Systèmes de Mesure <http://www.gom.com/FR/systemes.de.mesure/overview.html>, site visité le 15.09.09.
- [FRA 06] D. François. "Essais d'aptitude à la mise en forme." Techniques de l'ingénieur. Dossier M 4162, date de parution : 03/2006.
- [NAK 68] K. Nakazima, T. Kikuma et T. Hasuka. "Study on the formability of steel sheets." Yawata Technical Report No. 284, 1968, pp. 140-141.
- [MAR 73] Marciniak, Kuczynski et Pokora. "Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension". Journal of Mecanic Sciences 10, 1973.
- [POM 95] G. Pomey et P. Parnière. "Aptitude à l'emboutissage des tôles minces." Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles " mai 1995, B 7530.

- [LES 67] E. Leszak, Brevet US3342051A1, publié le 1967-09-19. Apparatus and Process for Incremental Dieless Forming.
- [NAK 93] T. Nakagawa. "Recent Developments in Auto Body Panel Forming Technology". Annals of the CIRP, Vol. 42(2) 1993, pp. 313-317.
- [FRA 94] V. Franke, W. Greska et M. Geiger. "Laminated Tool System for Press Brakes". Proceedings of 26th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE '94, Meisenbach, 1994, pp. 883-892.
- [MUL 98] H. Müller et H. Enzmann. "Potentials of Rapid Prototyping Techniques for the Manufacture of Prototype Sheet Metal Forming Tools". Proc. European Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, Aachen, 1998, pp. 337-350.
- [MUL 00] D. H. Müller et H. Müller. "Experiences using Rapid Prototyping Techniques to Manufacture Sheet Metal Forming Tools". Proc. ISATA Conference, Dublin, 2000, pp. 9.
- [JOR 02] T. H. Jorgensen, N. Moos. "Applications of RP Techniques for Sheet Metal Forming, State-of-the-Art". RAPTIA Thematic Network report, www.raptia.org (2002).
- [HIM 02] T. Himmer, A. Techel, S. Nowotny et E. Beyer. "Recent Developments in Metal Laminated Tooling by Multiple Laser Processing". Proc. Internat. User's Conf. on Rapid Prototyping, Rapid Tooling and Rapid Manufacturing, Frankfurt/Main December, 2002, ISBN 3-8167-6227-1, pp. B-5/3.
- [KOP 05] J. Kopac, Z. Kampus. "Incremental sheet forming on CNC milling machine-tool." Journal of Materials Processing Technology 162-163 (2005), pp. 622-628.
- [JES 05] J. Jeswiet, F. Micari, G. Hirt, A. Bramley, J. Duffou et J. Allwood. "Asymmetric Single Point Incremental Forming of Sheet Metal". Annals of CIRP 54(1), (2005) pp. 623-650.
- [WON 04] C. Wong, T. A. Dean et J. Lin. "Incremental forming of solid cylindrical components using flow forming principles." Journal of Materials Processing Technology, 153-154, (2004) pp. 60-66.
- [YOS 04] S. Yoshihara, B. Mac Donald, T. Hasegawa, M. Kawahara et H. Yamamoto. "Design improvement of spin forming of magnesium alloy tubes using finite element". Journal of Materials Processing Technology, 153-154,(2004) pp. 816-820.
- [HAG 03] E. Hagan et J. Jeswiet. "A review of conventional and modern single point sheet metal forming methods". Proceedings of the I MECH E Part B Journal of Engineering Manufacture (2003), vol 217 No B2 pp. 213-225.
- [REA 91] J. Reagan et E. Smith. "Metal Spinning". Lindsay Publications, Bradley, IL, 1991.
- [KOB 61] S. Kobayashi, I.K. Hall et E.G. Thomsen. "A Theory of Shear Spinning of Cones". Trans.ASME, series B, Journal of Engineering for Industry, vol. 83, (1961) pp. 485-495.
- [PET 09] A. Petek, B. Jurisevic, K. Kuzman, M. Junkar. "Comparison of alternative approaches of single point incremental forming processes". Journal of materials processing technology 209 (2009), pp. 1810-1815.
- [KIM 02] Y.H. Kim, J.J Park. "Effect of process parameters on formability in incremental forming of sheet metal". Journal of Materials Processing Technology 130-131 (2002), p 42-46.
- [BAM 03] M. Bambach, G. Hirt, S. Junk. "Modelling and experimental evaluation of the incremental CNC sheet metal forming process." In : Proceedings 7th COMPLAS, (2003), Barcelona, Spain, April 7-10.
- [POW 92] N. Powell et C. Andrew. "Incremental forming of flanged sheet metal components without dedicated dies". IMECHE part B, J. of Engineering Manufacture, 1992, vol. 206, pp. 41-47.
- [MAT 94] S. Matsubara. "Incremental Backward Bulge Forming of a Sheet Metal with a Hemispherical Tool". Journal of the JSTP, vol. 35, (1994), pp. 1311-1316.

- [JES 01] J. Jeswiet. "Incremental Single Point Forming". Society of Manufacturing Engineers (2001), pp. 1-5.
- [KIM 00] T.J. Kim, D.Y. Yang. "Improvement of formability for the incremental sheet metal forming process". International Journal of Mechanical Sciences 42 (2000), pp. 1271-1286.
- [LEA 01] D. Leach, A. J. Green et A. N. Bramley. "A new incremental sheet forming process for small batch and prototype parts". 9th International Conference on Sheet Metal, Leuven, (2001) pp. 211-218.
- [FIL 02] L. Filice, L. Fratini, F. Micari. "Analysis of Material Formability in Incremental Forming". Annals of the CIRP, 51, 1, (2002), 199-202.
- [DUF 05] J. Dufflou, B. Lauwers, J. Verbert, Y. Tunckol, H. De Baerdemaeker. "Achievable Accuracy in Single Point Incremental Forming : Case Studies". The 8th ESAFORM (2005), Roumanie.
- [AMI 02] H. Amino, Y. Lu, T. Maki, S. Osawa et K. Fukuda. "Dieless NC Forming, Prototype of Automotive Service Parts." Proceedings of the 2nd International Conference on Rapid Prototyping and Manufacturing (ICRPM), Beijing, 2002.
- [AYO 00] S. Aoyama, H. Amino, Y. Lu, S. Matsubara. "Apparatus for dieless forming plate materials." Europäisches Brevet EP0970764, 2000.
- [ALL 05] J. M. Allwood, N. E. Houghton et K. P. Jackson. "The design of an Incremental Forming machine." 11th Conference on Sheet Metal, Erlangen, (2005) pp. 471-478.
- [WES 03] E. Westkamper, W. Schaaf et T. Schafer. "Roboshaping-Flexible Inkrementelle Blechumformung mit Industrierobotern". Werkstattstechnik online, Jahrgang 93, (2003), H $\frac{1}{2}$.
- [SCH 04] T. Schafer et R.D. Schraft. "Incremental sheet forming by industrial robots using a hammering tool". AFPR, Association Française de Prototypage Rapide, 10th European Forum on Rapid Prototyping, Sept 14, 2004.
- [MEI 05] H. Meier, O. Dewald et J. Zhang. "Development of a Robot-Based Sheet Metal Forming Process". In : steel research, Issue 1/2005, Dusseldorf : Verlag Stahleise.
- [SAS 08] M. Sasso, M. Callegari et D. Amodio. "Incremental forming : an integrated robotized cell for production and quality control". Meccanica (2008) 43 : pp. 153-163.
- [STE 65] D. Stewart. "A Platform with Six Degrees of Freedom." UK Institution of Mechanical Engineers Proceedings 1965-66, Vol 180, Pt 1, No 15.
- [PAR 03] J.J. Park, Y-H. Kim. "Fundamental studies on the incremental sheet metal forming technique." Journal of Materials Processing Technology, (2003), 447-453.
- [ATT 07] A. Attanasio, E. Ceretti, L. Mazzoni, C. Giardini. "Use of TPIF or SPIF for Prototype Productions : an actual case". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 163-168.
- [JAD 03] S. Jadhav, R. Goebel, W. Homberg et M. Kleiner. "Process optimization and control for incremental sheet metal forming". Proceedings of the International Deep Drawing Research Group Conference, IDDRG, Bled, Slovenia, (2003), pp. 165-171.
- [EMM 09] W.C. Emmens, A.H. van den Boogaard. "An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming." Journal of Materials Processing Technology, Volume 209, Issue 8, 21 April 2009, pp.3688-3695.
- [SAW 01] T. Sawada, G. Fukuhara, M. Sakamoto. "Deformation mechanism of sheet metal in stretch forming with computer numerical control machine tools." Journal of JSTP 42 (489) (2001), pp. 1067-1069 (en japonais).
- [JAC 07] K.P. Jackson, J.M. Allwood, M. Landert. "Incremental forming of sandwich panels." Key Engineering Materials 344, (2007), pp. 591-598.

- [JAC 09] K.P. Jackson, J.M. Allwood. "The mechanics of incremental sheet forming". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 209, Issue 3, 1 February 2009, pp. 1158-1174.
- [EYC 08] P. Eyckens, A. Van Bael, P. Van Houtte. "An extended Marciniak-Kuczynski forming limit model to assess the influence of through-thickness shear on formability." In : *Proceedings Numisheet 2008*, Interlaken, Switzerland, September 1-5, pp. 193-198.
- [LEM 85] J. Lemaître, J.L. Chaboche "Mécanique des matériaux solides". Dunod, Paris, 198.
- [TEK 06] A.E. Tekkaya, J. Allwood. "The Effect of Shear on the formability in uniaxial tension." travaux non publiés. 2006.
- [SMI 05] L.M. Smith, R.C. Averill, J.P. Lucas, T.B. Stoughton, P.H. Matin. "Influence of transverse normal stress on sheet metal formability." *International Journal of Plasticity* 10, (2005), pp. 1567-1583.
- [GOT 95] M. Gotoh, T. Chung, N. Iwata. "Effect of out-of-plane stress on the forming limit strain of sheetmetals." *JSME International Journal Series A* 38 (1), (1995), pp. 123-132.
- [BAN 08] D. Banabic, S. Soare. "On the effect of the normal pressure upon the forming limit strains." In : *Proceedings Numisheet 2008*, Interlaken, Switzerland, September 1-5, (2008), pp. 199-204.
- [HUA 08] Y. Huang, J. Cao, S. Smith, B. Woody, J. Ziegert, M. Li. "Experimental and numerical investigation of forming limits in incremental forming of a conical cup." *Transaction of the North American Manufacturing Research Institution of SME* 38, (2008), pp.389-396.
- [SIL 08] M.B. Silva, M. Skjoedt, P.A.F. Martins, N. Bay. "Revisiting the fundamentals of single point incremental forming by means of membrane analysis." *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48, (2008), 73-83.
- [MAR 02] Z. Marciniak, J.L. Duncan et S.J. Hu. "Mechanics of Sheet Metal Forming". Seconde édition. Butterworth Heineman Publi., Oxford, chapitre 10 (2002).
- [EYC 07] P. Eyckens, S. He, A. Van Bael, P. Van Houtte et J. Duflou "Forming limit predictions for the serrated strain paths in single point incremental forming". In : *Proceedings Numiform*, Portugal, AIP CP908, 17-21 juin 2007, pp. 141-146.
- [VAN 07] A. Van Bael, P. Eyckens, S. He, C. Bouffieux, C. Henrard, A.M Habraken, J. Duflou et P. Van Houtte. "Forming Limit Predictions for Single-Point Incremental Sheet Metal Forming". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 309-314.
- [STR 05] M. Strano "Technological representation of forming limits for negative incremental forming of thin aluminium sheets" *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 7, n°2, (2005), pp. 122-129.
- [HAM 07] M. Ham et J. Jeswiet "Forming limit curves un single point incremental forming". *Annals du CIRP*, vol. 56/1, (2007), pp. 277-280.
- [MIC 04] F. Micari "Single Point Incremental Forming : recent results". Seminar on Incremental Forming, 22 October 2004, Cambridge University.
- [JES 05B] J. Jeswiet, D. Young. "Forming limit diagrams for single-point incremental forming of aluminium sheet". *Proceedings of the I MECH E Part B Journal of Engineering Manufacture* (2005), pp. 359-364
- [HUS 09] G. Hussain, L. Gao, N. Hayat et X. Ziran "A new formability indicator in single point incremental forming". *Journal of Materials Processing Technology*, 2027, (2009), pp. 4237-4242.
- [HIR 02] G. Hirt, S. Junk, N. Witulski "Incremental Sheet Forming : Quality Evaluation and Process Simulation". 7th International Conference on Technology of Plasticity,(2002), Yokohama, Japan, papier n°343.
- [FRA 04] L. Fratini, G. Ambrogio, R. Di Lorenzo, L. Filice, F. Micari. "Influence of mechanical properties of the sheet material on formability in single point incremental forming". *CIRP Annals-Manufacturing Technology*, vol 3, issue 1 (2004), p 207-210.

- [HIR 04] G. Hirt, J. Ames, M. Bambach, R. Kopp. "Forming Strategies and Process Modelling for CNC Incremental Sheet Forming." *Annals of the CIRP* vol. 53/1 (2004), pp. 203-206.
- [JES 05C] J. Jeswiet, J. Duflou et A. Szekeres. "Forces in Single Point and Two point Incremental Forming". *Journal Advanced Materials Research*, Vols. 6-8, May 2005, pp. 449-456.
- [DUF 05C] J. Duflou, A. Szekeres et VanHerck. "Force Measurements for Single Point Incremental Forming : and experimental study". *Journal Advanced Materials Research*, Vols. 6-8, May 2005, pp. 441-448.
- [OLE 07] V. Oleksik, O. Bologna, G.Racz and R. Breaz. "Numerical Simulations and Experimental Researches for Determining the Forces of Incremental Sheet Forming Process". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 245-251.
- [JES 04] J. Jeswiet et E. Hagan. "Analysis of surface roughness for parts formed by CNC incremental forming". *Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 218 Part B, J. Engineering Manufacture* (2004), p 1307-1312.
- [JUN 03] S. Junk, G. Hirt, I. Chouvalova. "Forming Strategies and Tools in Incremental Sheet Forming". *Proceedings of the 10th International Conference on Sheet Metal-SHEMET 2003*, 14-16 April 2003, Jordanstown, UK, pp. 57-64.
- [AMB 04] G. Ambrogio, I.Costantino, L. De Napoli, L. Filice, L. Fratini, M. Muzzupappa. "Influence of some relevant process parameters on the dimensional accuracy in incremental forming : a numerical and experimental investigation". *Journal of Materials Processing Technology* 153-154 (2004), p 501-507.
- [AMB 07] G. Ambrogio, L. Filice, L. Manco, F. Micari. "A depth dependant analytical approach to determine material breaking in SPIF". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007). p 331-336.
- [FIL 05] G. Ambrogio, L. De Napoli, L. Filice, F. Gagliardi, M. Muzzupappa. "Application of Incremental Forming process for high customised medical product manufacturing". *Journal of Materials Processing Technology* 162-163 (2005), p 156-162.
- [FRA 09] V. Franzen, L. Kwiatkowski, P.A.F. Martins, A.E. Tekkaya. "Single point incremental forming of PVC". *Journal of materials processing technology* 209 (2009), pp. 462-469.
- [GUO 08] F. Guoqiang , L. Gao, G. Hussain et W. Zhaoli. "Electric hot incremental forming : A novel technique". *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48 (2008), pp 1688-1692.
- [JI 08] Y.H. Ji, J.J. Park. "Formability of magnesium AZ31 sheet in the incremental forming at warm temperature". *Journal of materials processing technology* 201 (2008), pp. 354-358.
- [JUR 03] B. Jurisevic, K.C. Heiniger, K. Kuzman et M. Junkar. "Incremental sheet metal forming with a high-speed water jet." in : K. Kuzman (Ed.), *IDDRG 2003 Conference*, 11-14 May 2003, Bled, Slovenia. *Conference Proceedings. TECOS, Slovenian Tool and Die Development Centre, Celje*, (2003), pp. 139-148.

Chapitre 2

Présentation du pilote de formage incrémental, de la corrélation d'images et des alliages d'aluminium

Le procédé de formage incrémental est à ce jour encore imparfaitement maîtrisé. Généralement, les machines outils à commandes numériques utilisées pour les essais sont peu instrumentées, et les données concernant les essais sont peu nombreuses. Un des objectifs de cette étude est de développer un moyen expérimental instrumenté représentatif du formage incrémental un point (SPIF), permettant notamment l'utilisation de la mesure de champs in situ. Dans ce chapitre, le pilote de formage incrémental développé au CROMeP est présenté ainsi que la mesure de champs par corrélation d'images. Les alliages d'aluminium étudiés sont également abordés dans ce chapitre.

2.1 Pilote de formage incrémental

2.1.1 Expression du besoin

Il est nécessaire pour cette étude de disposer d'un pilote de formage incrémental permettant d'élaborer des pièces typiques représentatives de pièces industrielles à une échelle laboratoire tout en étant instrumenté de manière innovante. En effet, les études bibliographiques ont montré que la plupart des moyens d'essais de formage incrémental destinés à des études scientifiques sont basées sur des Machines-Outils à Commande Numérique [WAT 05] au mieux instrumenté par des capteurs d'efforts un axe ou multi-axes [JES 05C] [DUF 05] [NYA 91]. Certaines études ont également été réalisées à partir de robots [SCH 04] [MEI 05], de machines industrielles type Amino[®] [AMI 02] ou de machines spécialement développées pour le formage incrémental [ALL 05]. La mesure de la forme des emboutis est réalisée a posteriori à partir de machine à mesurer tridimensionnelle [FIL 05], ou par numérisation [AMB 04] [WAT 05]. Les épaisseurs sont les plus souvent mesurées par découpage post mortem de la tôle. Les déformations et les champs de déformations sont généralement mesurés à partir d'une méthode de grilles [FRA 04] [DAI 00], ou plus rarement par corrélation d'images [WAT 05] et [VAS 09].

Dans cette étude, une des problématiques est d'analyser la validité et la pertinence de modèles de comportement élasto-plastiques tenant compte de l'anisotropie des tôles sur des chargements de type SPIF. Ces sollicitations génèrent des champs de déformations bien spécifiques. Il est donc primordial de pouvoir les mesurer quelles que soient les trajectoires de l'outil. Pour cela, un moyen de mesure maîtrisé et accessible au laboratoire, la corrélation d'images numériques [GAR 01] et plus spécifiquement la stéréo-corrélation d'images [GAR 01] [NAZ 05] est utilisé. Cette technique permet d'accéder aux champs de déplacements et de déformations de surfaces. Le système SPIF à concevoir doit donc permettre d'acquérir les efforts dans les trois directions tout en permettant l'utilisation de la mesure de champs. Un système de caméras, solidaire du

pilote, est donc choisi afin de mesurer les déformations de la tôle, et pour ce faire l'espace au dessus de la tôle doit rester obligatoirement libre pour permettre le positionnement et l'utilisation de celles-ci. Le problème des machines outils utilisées en formage incrémental est l'absence de zone libre pour positionner les caméras. Le développement d'un pilote capable de reproduire des trajets de chargement proches de ceux induits dans le procédé industriel et pouvant être équipé d'un banc multi-caméras et de capteur d'efforts a donc été nécessaire. Un cahier des clauses techniques particulières a été rédigé dans ce sens. La conception spécifique ainsi que la réalisation du pilote ont été confiées à une entreprise spécialisée dans ce domaine.

2.1.2 Caractéristiques techniques du pilote

La figure 2.1 présente le modèle CAO du pilote SPIF. Son encombrement est de $1060 \times 1040 \times 960 \text{ mm}^3$ et les caméras sont fixées sur un bâti en aluminium de $1000 \times 1000 \times 1000 \text{ mm}^3$ (non représenté).

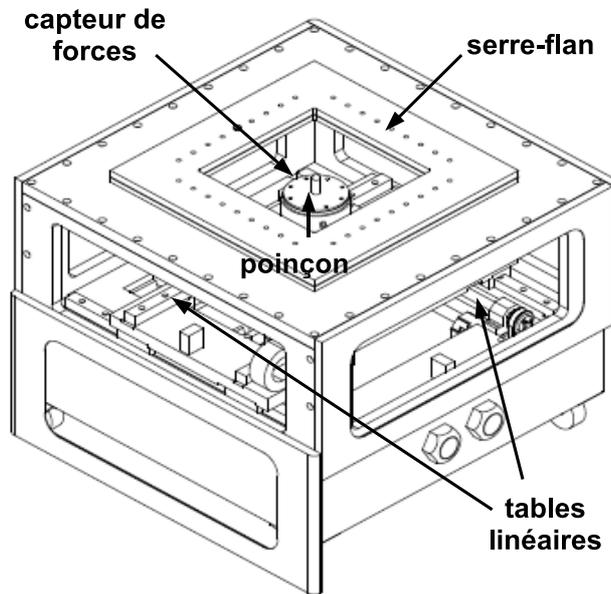


Figure 2.1 – Modèle CAO du pilote SPIF

La tôle est déformée à l'aide d'un poinçon de forme hémisphérique (diamètre 10 ou 20 mm) en acier à outil (X38CrMoV5). Des guidages à billes sur rails, des vis à billes et des moteurs brushless associés à des réducteurs sont utilisés pour le déplacement du poinçon dans les trois directions, la gamme de vitesse est comprise entre 5 et 100 mm.s^{-1} . De plus, le pilote est équipé d'une cellule de forces tri axiales permettant de mesurer les efforts induits par le poinçon sur la tôle au cours du formage. Dans la configuration actuelle, la surface de travail est de $320 \times 320 \text{ mm}^2$ et la profondeur d'embouti maximale possible est de 100 mm.

La tôle est mise en forme par le dessous, ce qui permet d'effectuer in situ des mesures de champs de déplacements et de déformations de la tôle au cours du formage puisque toute la partie supérieure de la tôle est optiquement accessible. Le pilote n'utilise pas de commande numérique mais une carte d'interpolation (cf. figure 2.2)

La figure 2.3 présente le schéma cinématique de la partie relative au déplacement du poinçon. Le poinçon (6) va déformer la tôle (5) en se déplaçant selon les axes x, y et z, grâce aux trois liaisons glissières (1, 2 et 3).

En règle générale, les machines outils à commande numérique trois axes, type fraiseuse, ont leur outil dirigé vers le bas, la lubrification s'effectue donc le plus souvent par le haut par le

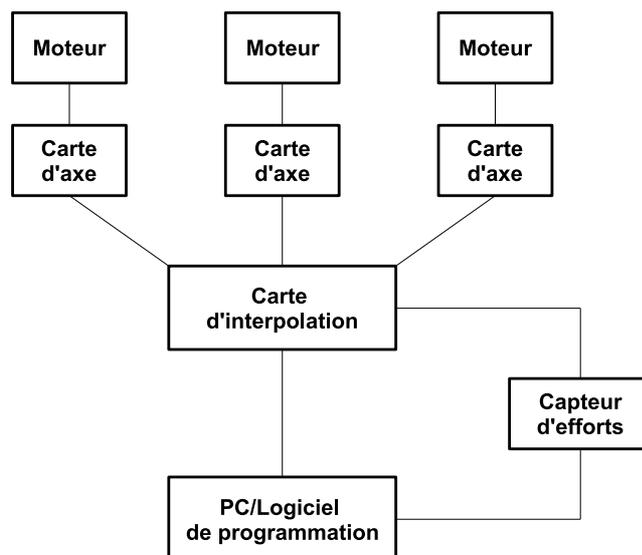


Figure 2.2 – Architecture du système de contrôle/commande

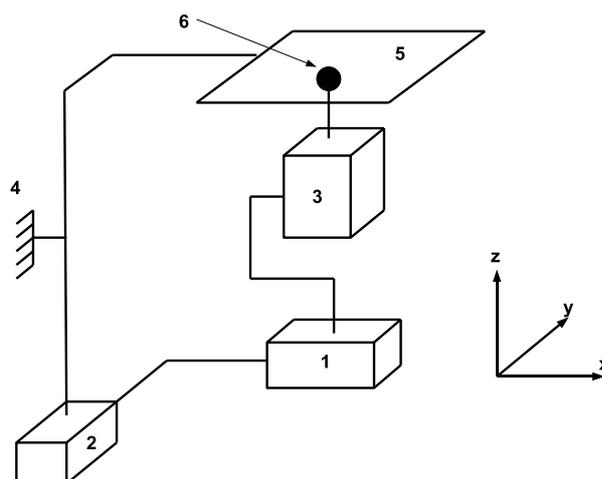


Figure 2.3 – Schéma cinématique du pilote SPIF

biais d'un jet d'huile fluide. Le pilote formant par le bas, il est plus difficile de réaliser ce type de lubrification. La solution simple d'un dépôt de graisse à outil sur la tôle et le poinçon à l'aide d'un pinceau a été retenue. Elle est acceptable puisque le pilote n'est pas destiné à la production de pièces

2.1.3 Le serre-flan

Le maintien en position de la tôle s'effectue par des jons de retenue (diamètre de 10 mm) et un système de serre-flan. Quatre serre-flans constituant un cadre viennent plaquer la tôle sur les jons de retenue. Ils sont ensuite fixés au bâti du pilote par l'intermédiaire de cinq vis par serre-flan avec un couple de serrage de 25 Nm. Afin d'avoir une bonne répétabilité des conditions de bridage, ce couple est identique pour chaque essai.

2.1.4 Le capteur de forces tri-axes

Le capteur de force est un capteur multi-composantes (FGP sensors, référence FN 7301-7). Il permet de mesurer les efforts dans trois directions au cours de la mise en forme. Des simulations éléments finis ont permis de valider l'amplitude des efforts mis en jeu lors du formage incrémental de tôle. Ce dimensionnement a été réalisé pour des tôles en alliage d'aluminium d'épaisseur 2 mm et en alliage de titane d'épaisseur 1 mm (pour de potentielles futures études). Il a permis de définir les efforts admissibles pour le capteur de force. Celui-ci est monté sur l'axe z en dessous du poinçon, la gamme de mesure de ce capteur est présentée dans le tableau 2.1. Les données concernant la résolution et les incertitudes de mesure ne sont pas disponibles. Néanmoins la linéarité et l'hystérésis sont inférieures à $\pm 1\%$ de l'étendue de mesure.

	F_z	$F_x=F_y$	Moment selon les trois axes
Etendue de mesure	0-5 kN	0-2 kN	0-200 N.m

Tableau 2.1 – *Caractéristiques du capteur de forces tri-axes*

Les informations fournies par ce capteur peuvent être utilisées pour étudier la répartition et l'évolution des efforts mis en jeu au cours du formage. Ces données peuvent aussi alimenter une simulation éléments-finis d'une modélisation de la mise en forme de tôle.

Le capteur de forces peut également fournir les coefficients de frottement à partir de l'équation de Coulomb : $\frac{\text{efforts normaux}}{\text{efforts tangentiels}}$ ce qui se traduit dans le cas de notre étude par l'équation 2.1.

$$\frac{\sqrt{F_x^2 + F_y^2}}{\sqrt{F_z^2}} \quad (2.1)$$

Les efforts normaux (F_N) et tangentiels (F_T) appliqués sur la tôle et mesurés par le capteur sont représentés sur la figure 2.4. Il existe un angle β entre le repère de la tôle et le repère de mesure du capteur. Cet angle n'est pas constant et il varie au cours de l'essai. Le capteur ne fournit donc pas les coefficients de frottement réels, c'est pourquoi les données de frottement fournies par le celui-ci sont appelées **indice de frottement**.

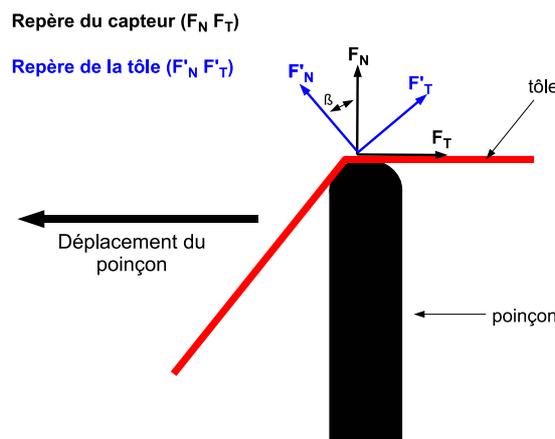


Figure 2.4 – *Représentation des efforts normaux et tangentiels de la tôle lors de la mise en forme par rapport aux efforts mesurés par le capteur de force*

2.1.5 Interface pilote et programmation des trajectoires

La carte d'interpolation, de marque Triomotion (référence P183 PCI 208), permet d'envoyer les ordres au système comme le montre le schéma de la figure 2.2. Le pilote est connecté à un

ordinateur permettant la programmation des trajectoires et l'acquisition des données (forces, vitesses, déplacements). Le logiciel de programmation est un logiciel libre, CAD2MOTION, utilisant le langage TRIO BASIC. Ce logiciel permet également un interfaçage avec des applications de FAO 2D et peut également réaliser des programmations de type 3D. L'exemple d'une pièce volumique réalisée sur ce pilote est présenté en annexe A.

2.1.6 Le banc multi-caméras

L'ensemble des caméras est positionné de façon rigide sur un bâti au dessus de l'espace tôle + serre-flan comme le montre la figure 2.5. Ce système multi-caméras permet l'acquisition d'images au cours de la mise en forme de la tôle. Ces images sont ensuite traitées par corrélations d'images afin d'obtenir des champs de déplacements et des champs de déformations, détaillés dans la section suivante. Les caméras utilisées sont des AVT Marlin (F-145B2) équipées d'un capteur CCD de $\frac{1}{2}$ pouce. La résolution des images est de 1392×1040 pixels. Le codage du nombre de niveaux de gris s'effectue sur 8 bits. Les objectifs utilisés sont des Fujinon 1 :1.4 de distance focale 25 mm (référence HF 25HA-1B).



Figure 2.5 – Banc multi-caméras et pilote SPIF

2.2 Mesure de champs par corrélation d'images

2.2.1 Corrélation d'images numériques

La technique de corrélation d'images bidimensionnelles 2D a été développée en mécanique du solide au début des années 80 par des chercheurs de l'Université de Caroline du Sud tels que Peters [PET 82] ou Sutton [SUT 83]. Cette technique a été étudiée et approfondie par de nombreuses équipes, on peut citer par exemple Doumalin [DOU 00], Garcia et Orteu [GAR 01], Hild [HIL 04] et Bornert et al. [BOR 07] [BOR 09]. Le principe de la corrélation d'images est basé sur le fait que la déformation, au cours du temps, de la surface d'un objet est identique à la déformation de l'image que l'on peut prendre de cet objet au cours du temps (principe de conservation du flot optique). D'un point de vue pratique, il est nécessaire d'effectuer les étapes suivantes :

- Acquisition d'au moins deux images numériques d'un même objet par une caméra, à au moins deux états mécaniques différents (état initial et état déformé).
- Association des points homologues des images en se basant sur la ressemblance de leur voisinage (codé en niveau de gris), appelé appariement temporel, suivi de pixels ou tracking par corrélation d'images.
- Déduction du champ de déplacement des points dans les images (appelé disparité), puis par dérivation discrète, du champ de déformation.

La mise en correspondance des images (association des points homologues) requiert :

- un certain contraste de l'image à l'échelle de la mesure
- un critère de ressemblance entre deux voisinages : définition d'une fenêtre de corrélation de taille choisie, par exemple : 5×5 pixels² (cf. figure 2.6) et d'un coefficient de corrélation, par exemple écarts des niveaux de gris sur les voisinages au sens des moindres carrés
- une description cinématique de la transformation locale de la fenêtre de corrélation
- en général, l'utilisation d'algorithmes d'optimisation pour faire correspondre correctement les domaines de corrélation entre image initiale et déformée, et de méthodes d'interpolations robustes permettant le calcul subpixelique de la disparité.

La fenêtre de corrélation doit avoir suffisamment d'informations (zones noires et blanches) pour pouvoir associer les points homologues. Il faut également définir le pas du maillage qui sert à donner les points sur lesquels la corrélation sera faite (un pas de 2 pixels est présenté sur la figure 2.6). Ce paramètre a une influence sur la taille de la zone de calcul des déformations puisque le nombre de points permettant le calcul des déformations peut être choisi.

Les influences de la taille de la fenêtre de corrélation et de la valeur du pas sur le calcul des déformations seront présentées dans la partie 2.2.5 concernant l'analyse des résultats fournis par le logiciel de traitement d'images Vic-3D[®] [Vic3D].

De par son principe, la technique de corrélation ne peut fonctionner correctement qu'avec des objets présentant une surface avec une texture suffisamment aléatoire. Si l'objet n'est pas naturellement texturé ou si sa texture n'est pas suffisamment discriminante, différentes techniques existent pour permettre l'utilisation de la corrélation : illumination de la surface avec une source laser pour faire apparaître une structure granulaire (effet speckle laser) ou projection de peinture. Un mouchetis blanc sur fond noir par projection de peinture en bombe sera utilisé dans cette étude.

L'image initiale qui n'a subi aucune déformation est sélectionnée en tant qu'image référence. C'est à partir de cette image référence que seront calculés les déplacements et les déformations (description Lagrangienne du mouvement).

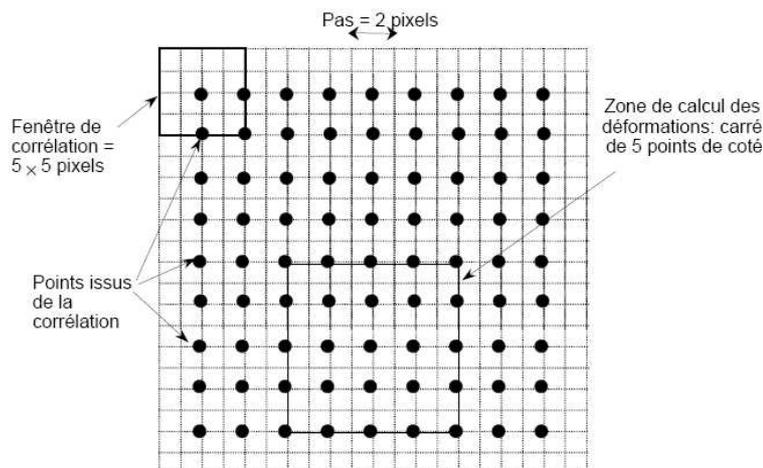


Figure 2.6 – Exemple de paramètres utilisés lors du traitement par Vic-3D[®] [NAZ 05]

La corrélation d'images numériques est utilisée dans plusieurs domaines. Quelques applications de son utilisation dans des domaines proches de notre étude, à savoir la mise en forme de tôles et les courbes limites de formage sont maintenant présentées.

Balland et al. [BAL 07] ont déterminé des courbes limites de formage sur des matériaux nano-structurés. Un mini outillage d'emboutissage de type Marciniack a été réalisé et associé à un système de mesure des déformations bidimensionnelles, appelé "7-D" et développé par Vacher et al. [VAC 99]. Cette association leur a permis de tracer des courbes limites de formage pour deux alliages d'aluminium qui ont été nano-structurés par différents traitements thermo-mécaniques. Seule la zone où la déformation est plane est analysée, ce qui reste délicat car cet essai est tridimensionnel.

La plupart des équipes de recherche utilisent la corrélation d'images comme moyen de mesure des champs de déformations sur des objets plans. Wattrisse et al. [WAT 01] l'ont ainsi utilisée lors d'essais de traction sur éprouvette entaillée pour visualiser la striction, tout comme Husson et al. [HUS 02] qui ont observé en plus la propagation des fissures.

Lecompte [LEC 07] a réalisé une synthèse de la corrélation d'images et a effectué une étude critique de ces mesures 2D obtenues en analysant l'influence des paramètres de corrélation (taille de la fenêtre), l'influence de la caméra et de la lentille mais aussi l'influence de la taille du mouchetis. Ces mesures 2D de champs de déformations réalisées sur des éprouvettes cruciformes sollicitées en traction, lui ont permis d'identifier des paramètres d'un modèle de comportement élasto-plastique.

Belhabib et al. [BEL 05] et Haddadi et al. [HAD 07] ont également utilisé la corrélation d'images et le logiciel "7-D" [VAC 99] pour identifier des paramètres d'écrouissage d'un modèle de comportement élasto-plastique tenant compte de l'anisotropie de la tôle au travers d'un critère de plasticité de Hill.

Dawicke et al. [DAW 94] ont utilisé la corrélation d'images afin de mesurer les valeurs de l'angle critique d'ouverture des fissures (Crack Tip Opening Angle) pendant le déchirement stable. Ils ont étudié le comportement en déchirement stable de tôles d'aluminium 2024-T3 d'épaisseur 2.3 mm ayant initialement :

- des fissures de fatigue plates (contraintes de fatigue faibles)
- des fissures à 45° à travers l'épaisseur (contraintes de fatigue élevées)

Les longueurs des fissures mesurées à partir de la corrélation sont confirmées par les observations de ces fissures réalisées par microscopie optique.

2.2.2 Stéréo-corrélation d'images numériques

Cette technique permet tout d'abord la mesure de la forme 3D d'un objet à partir d'une paire d'images prise à l'aide d'un capteur composé de deux caméras liées rigidement (banc de stéréovision) [GAR 01]. En utilisant deux caméras numériques, deux images stéréoscopiques d'un même objet, prises sous deux angles de vue différents sont enregistrées. Si le banc est étalonné, une information spatiale 3D est calculée par triangulation dont le principe est rappelé en figure 2.7.

La position d'un point M d'un objet dans l'espace est déterminée à partir :

- de ses projections respectives m et m' dans les images gauche et droite, positions obtenues par appariement entre les images gauche et droite par corrélation d'images.
- de la connaissance de la géométrie du système stéréoscopique obtenue par une procédure de calibrage, et qui permet ensuite par triangulation de déterminer les coordonnées tridimensionnelles du point M .

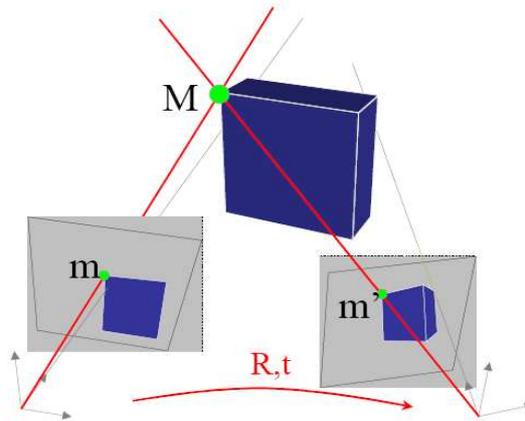


Figure 2.7 – *Reconstruction 3D - Principe de la triangulation [GAR 01]*

La mise en place de la technique de stéréo-corrélation nécessite donc deux étapes essentielles : le calibrage des caméras et la mise en correspondance par corrélation dont le principe a été expliqué précédemment.

Le calibrage du système consiste à estimer ses paramètres intrinsèques (différents paramètres géométriques et optiques de chaque caméra) ainsi que la position et l'orientation relative des deux caméras entre elles : en général une rotation R et une translation t (cf. figure 2.7). Cette procédure s'effectue de manière automatique par une méthode d'optimisation globale [GAR 01], à partir de l'acquisition de paires d'images stéréoscopiques d'une mire vue sous différentes orientations (cf. figure 2.8).

La stéréo-corrélation reprend ensuite le même principe que la corrélation d'images numériques, son principe est résumé sur la figure 2.9. Un appariement par corrélation est réalisé entre deux images d'un même objet mais vues par deux caméras différentes. Un appariement dit "temporel" est ensuite réalisé entre ces différentes paires d'images stéréoscopiques.

Comme pour la corrélation d'image bidimensionnelle, il existe un certain nombre d'applications de la stéréo-corrélation dans le domaine de la mise en forme de tôle. La stéréo-corrélation permet tout d'obtenir les déplacements hors plan, elle s'avère donc très utile pour des applications concernant principalement des formes 3D.

Galanulis et al. [GAL 99] ont utilisé la stéréo-corrélation d'images afin de déterminer des diagrammes de limites de formage (logiciel Aramis-3D). La mesure des déformations obtenue par la stéréo-corrélation donne de meilleurs résultats et plus de données que la méthode des grilles

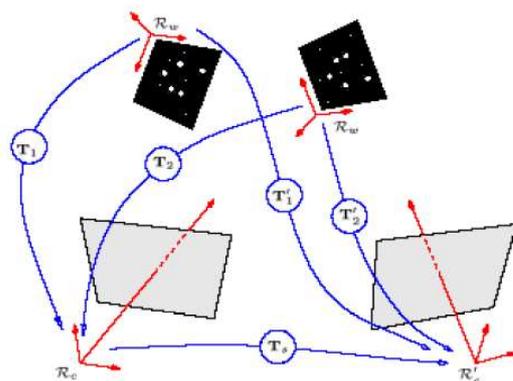


Figure 2.8 – Calibrage d'un capteur de stéréo-corrélation avec deux positions de mire [GAR 01]

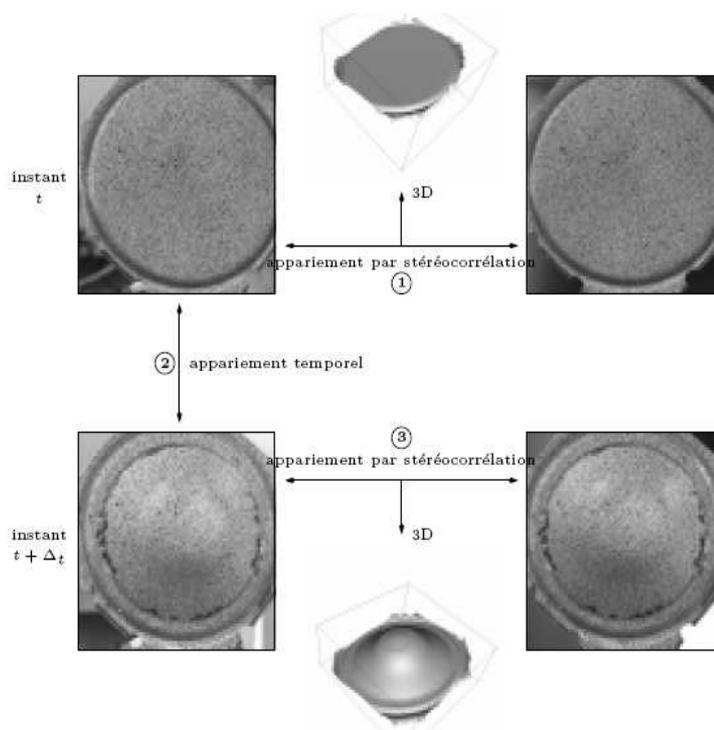


Figure 2.9 – Principe de la stéréo-corrélation [GAR 01]

souvent utilisée pour construire les diagrammes de limites de formage. Garcia et al. [GAR 02] ont développé une technique afin de mesurer la forme 3D d'objet statique ou le champ de déplacement 3D d'objet déformé. Ils l'ont ensuite appliquée à la mesure de champs de déformation de tôles mises en forme par emboutissage. L'objectif n'était pas de comparer les champs de déformations avec d'éventuels résultats de simulations éléments finis mais bien de montrer le potentiel de leur méthode de stéréo-corrélation

La stéréo-corrélation d'images permet également d'identifier et de valider des modèles de comportement alimentant des codes éléments finis. Watzeels et al. [WAT 05] ont utilisé deux caméras CCD et le logiciel Vic-3D® pour valider des simulations éléments finis de formage incrémental un point à partir de la mesure de champs. Les résultats obtenus ont montré une erreur de l'ordre de 50% entre les déformations calculées (code éléments finis Lagamine) et les déformations mesurées. Pour les auteurs, cette différence peut s'expliquer par les conditions limites imposées correspondant à un encastrement du pourtour de la tôle et qui ne sont peut être pas exactes lors de l'essai, la différence peut également s'expliquer par les conditions de

contact tôle/poinçon. Une autre explication non proposée par les auteurs est possible, la taille d'un élément du maillage éléments-finis n'est peut être pas la même que celle de la zone de calcul des déformations utilisée par Vic-3D[®].

Avril et al. [AVR 08] ont associé la corrélation d'images numériques à la méthode des champs virtuels afin d'identifier les paramètres d'un modèle élasto-visco-plastique. Deux caméras CCD rapides et le logiciel Vic-3D[®] ont été utilisés pour cette identification.

Enfin il faut noter que certaines pièces de formes particulières (parois d'emboutissage importantes, creux ou bosse sur la pièce, ...) ne peuvent être totalement reconstruites en 3D à partir de deux caméras car le champ de vue des deux caméras doit avoir une zone de recouvrement suffisamment grande. De plus, tout problème d'occultation ou de dégradation d'une image par rapport à son image stéréoscopique est rédhibitoire. Afin de remédier à ces manques, la corrélation de quatre images obtenues au même instant par quatre caméras différentes peut être mise en œuvre. Elle permet d'avoir un recouvrement complet (360°) de la pièce. La partie suivante présente cette méthode.

2.2.3 Corrélation quatre caméras

Deux principales méthodes ont été développées afin d'effectuer la corrélation de quatre images obtenues à partir de quatre caméras différentes : soit un système 4×1 caméra est considéré, soit un système 2×2 caméras. Le système 4×1 caméra utilise le principe de maître/esclave. Chaque caméra esclave est calibrée par rapport à la caméra maître. Pour la corrélation, l'appariement des points homologues des images va s'effectuer entre les images obtenues par la caméra maître et les images obtenues pour chaque caméra esclave. En théorie, ce principe peut s'appliquer à n caméras. Le système 2×2 caméras utilise deux bancs de stéréovision calibrés séparément. C'est cette méthode qui est utilisée dans cette étude. La zone de la pièce visible par chaque banc stéréoscopique est ensuite reconstruite à partir des paires d'images stéréoscopiques par stéréocorrélation classique. Une portion de l'objet pour chaque banc stéréo (banc 1 et banc 2) est ainsi obtenue comme présenté sur la figure 2.10.

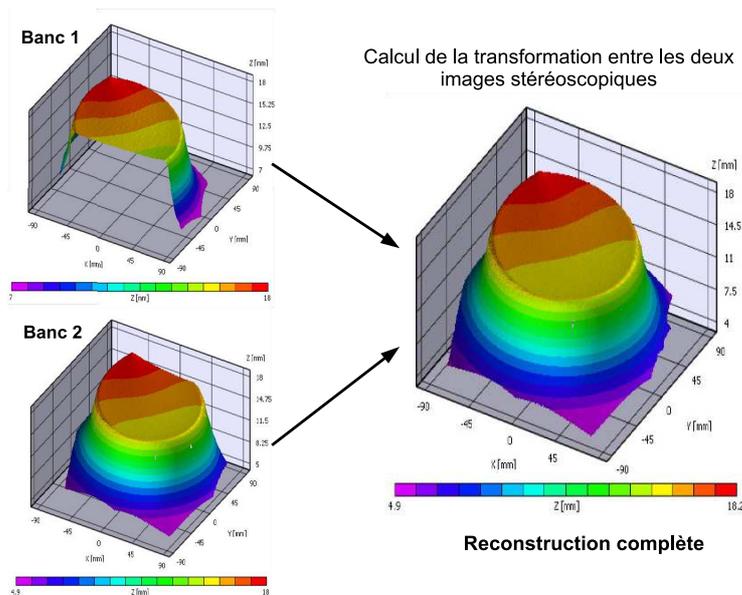


Figure 2.10 – Principe de la reconstruction quatre caméras

Une étape permettant de calculer la matrice de passage entre les deux repères associés aux deux bancs stéréoscopiques est mise en place. Elle est basée sur le calcul du champ de déplacement de la portion de l'objet vu par le banc maître (paire d'images initiales) et aussi par le banc

esclave (paire d'images initiales considérée ici comme déformées car vues d'un autre point de vue) sur une zone obligatoirement conjointe à l'ensemble des quatre caméras (la partie plane de l'objet présenté en figure 2.10). La matrice de passage est ensuite appliquée à la forme 3D et au champ de déplacements 3D qui avait été obtenu par le banc esclave. La forme totale est donc reconstruite complètement dans un seul repère. L'inconvénient de cette méthode (par comparaison à la méthode multi caméra globale) est qu'elle nécessite la connaissance d'une zone de recouvrement pour l'ensemble des imageurs, ce qui peut être parfois délicat. De plus, la qualité de la reconstruction est d'autant meilleure que la zone commune est grande.

2.2.4 Le logiciel Vic 3D

L'acquisition des images est réalisée à partir du logiciel Vic-snap. Ce logiciel permet de synchroniser les caméras, de régler le temps d'intégration et la luminosité des images, etc... Il est très important d'avoir de bonnes images afin de faciliter la corrélation. La calibration des caméras, la corrélation d'images et le calcul des déformations sont réalisés par le logiciel Vic-3D[®] [Vic3D]. Lors de la calibration, des mires constituées de 9×9 points blancs sur fond noir sont utilisées. Tous les points sont équidistants, cette distance et la taille des points vont dépendre de la taille de la zone observée. Trois points sont différents et permettent de créer un repère sur la mire ce qui permet à Vic-3D[®] d'estimer les paramètres intrinsèques du système ainsi que la position et l'orientation relative des caméras entre elles. La corrélation d'images et le calcul des déformations vont dépendre principalement de trois paramètres que sont la fenêtre de corrélation, le pas du maillage et le filtre. Leurs influences seront abordées dans la section suivante. Le logiciel Vic-3D[®] version 2007 est utilisé dans notre étude. Il peut calculer les déformations de Green-Lagrange, d'Euler-Almansi, d'Euler-Almansi logarithmique et d'Hencky (logarithmique).

Le déplacement est défini par :

$$\vec{U}(X) = \vec{\varphi}(X) - \vec{X}$$

On obtient ainsi : $\underline{\nabla} \vec{U} = \underline{\nabla} \vec{\varphi} - \underline{I}$

Le tenseur gradient de la transformation \underline{F} est ainsi défini égal à $\underline{\nabla} \vec{\varphi}$. C'est à partir de ce tenseur gradient de la transformation que sont calculées tous les tenseurs de déformations [FOR 08].

Le tenseur droit de Cauchy est défini par :

$$\underline{C} = \underline{F}^T \underline{F}$$

Différents tenseurs sont alors définis :

- le tenseur des **déformations conventionnelles** :

$$\underline{\varepsilon}_c = \underline{C}^{\frac{1}{2}} - \underline{I} \quad (2.2)$$

Soit en 1D,

$$\varepsilon_c = \frac{\Delta L}{L_0}$$

- le tenseur des **déformations rationnelles ou d'Hencky**. Cette déformation logarithmique est surtout utilisée dans le domaine des grandes déformations (ce qui est notre cas). :

$$\underline{\varepsilon}_H = \frac{1}{2} \ln \underline{C} \quad (2.3)$$

Soit en 1D

$$\varepsilon_H = \ln(1 + \varepsilon_c)$$

- le tenseur des **déformations de Green-Lagrange** :

$$\underline{\varepsilon}_{G.L} = \frac{1}{2} (\underline{F}^T \underline{F} - \underline{I}) \quad (2.4)$$

soit en 1D

$$\varepsilon_{G.L} = \varepsilon_c + \frac{\varepsilon_c^2}{2}$$

- le tenseur des **déformations d'Euler-Almansi** :

$$\underline{\varepsilon}_{E.A} = \frac{1}{2} (\underline{I} - \underline{F}^{-T} \underline{F}^{-1}) \quad (2.5)$$

$\underline{F}^{-T} \underline{F}^{-1}$ correspond au tenseur gauche de Cauchy.

soit en 1D

$$\varepsilon_{E.A} = \varepsilon_c - \frac{3\varepsilon_c^2}{2}$$

Posons $\underline{h} = \underline{\nabla} \vec{U}$ alors $\underline{F} = \underline{h} + \underline{I}$ et en faisant l'hypothèse de petites déformations ($\underline{\nabla} \vec{U} \ll 1$) on obtient :

$$\underline{F}^T \underline{F} = \underline{h}^T \underline{h} + \underline{h}^T + \underline{h} + \underline{I} = \underline{h}^T + \underline{h} + \underline{I}$$

On peut donc réécrire les tenseurs dans le cas des **petites déformations**.

- Déformations conventionnelles

$$\underline{\varepsilon}_c = \sqrt{\underline{h}^T + \underline{h} + \underline{I}} - \underline{I}$$

En posant $x = \underline{h}^T + \underline{h}$ et en utilisant le développement limité de $(1 + x)^{\frac{1}{2}} \approx (1 + \frac{1}{2}x)$ on obtient :

$$\underline{\varepsilon}_C = \frac{1}{2} (\underline{h}^T + \underline{h})$$

- Déformations d'Hencky

$$\underline{\varepsilon}_H = \frac{1}{2} \ln \underline{C} = \frac{1}{2} \ln(\underline{h}^T + \underline{h} + \underline{I})$$

En posant $x = \underline{h}^T + \underline{h}$ et en utilisant le développement limité de $\ln(1 + x) \approx x$ on obtient :

$$\underline{\varepsilon}_H = \frac{1}{2} (\underline{h}^T + \underline{h})$$

- Déformations de Green-Lagrange

$$\underline{\varepsilon}_{G.L} = \frac{1}{2} (\underline{F}^T \underline{F} - \underline{I}) = \frac{1}{2} (\underline{h}^T + \underline{h})$$

– Déformations d'Euler-Almansi

$$\underline{\varepsilon}_{E.A} = \frac{1}{2} (\underline{I} - \underline{F}^{-T} \underline{F}^{-1})$$

En posant $\underline{x} = \underline{h}^T + \underline{h}$ et en utilisant le développement limité de $(1 + x)^{-1} \approx (1 - x)$ on obtient :

$$\underline{\varepsilon}_{E.A} = \frac{1}{2} (\underline{h}^T + \underline{h})$$

Quelque soit le tenseur de déformation utilisé, dans les cas des petites déformations, le tenseur s'écrit toujours sous la même forme :

$$\underline{\varepsilon} = \frac{1}{2} (\underline{h}^T + \underline{h})$$

Il reste à choisir un tenseur de déformation pour ce travail. Les déformations mesurées par corrélation d'images seront comparées à celles calculées par le logiciel éléments finis ABAQUS, utilisé dans cette étude pour les simulations numériques. Dans le cas des grandes déformations, ABAQUS calcule les déformations logarithmiques qui correspondent aux déformations d'Hencky. Ainsi pour le reste de l'étude, ce type de déformations sera utilisé.

2.2.5 Analyse des données calculées par Vic-3D[®]

2.2.5.1 Les champs de déplacements

La résolution spatiale en déplacement, en mm, correspond à la taille de la fenêtre de corrélation en pixel multiplié par le facteur d'échelle (mm/pixel) [BOR 07]. Lors des deux essais présentés dans ce paragraphe, la taille de la fenêtre de corrélation est de 21 pixels et donc la résolution spatiale est de 4.41 mm (grossissement de 0.21mm/pixel).

L'objectif de ce premier essai est de valider la mesure des déplacements obtenue par Vic-3D[®] en les comparant avec ceux imposés par un banc d'étalonnage d'extensomètre micrométrique. Le banc multi-caméras est positionné et fixé de façon rigide au dessus du pilote SPIF. Un objet, sur lequel est appliquée une texture aléatoire à la bombe de peinture, est placé sur un banc d'étalonnage d'extensomètre micrométrique (d'une résolution d'un micron) lui même posé sur le pilote SPIF comme le montre la figure 2.11. Comme le repère associé au déplacement de l'axe du micromètre et le repère associé à la mesure du champ de déplacement sont différents, il est préférable de comparer les normes du vecteur déplacement, car la norme est objective vis-à-vis des référentiels.

Vic-3D[®] fournit un champ de déplacement pour chaque nœud sous la forme (U_i, V_i, W_i) . La norme du déplacement \vec{U} est calculée par la formule suivante :

$$\|\vec{U}\| = \sqrt{\sum U_i^2 + \sum V_i^2 + \sum W_i^2} \quad (2.6)$$

Le tableau 2.2 compare les normes des déplacements imposés par le micromètre avec ceux mesurés par Vic-3D[®]. L'incertitude de mesure peut être évaluée par l'écart-type sur les valeurs de la norme du vecteur de déplacement calculée pour chaque point de l'image, environ 3 microns.

L'erreur systématique $\|U_{\text{micromètre}} - U_{\text{Vic3D}}\|$ est proportionnelle à l'amplitude du déplacement, elle peut provenir de la qualité d'impression de la mire. Le micromètre est un appareil d'étalonnage ayant une résolution d'un micron. La moyenne de l'erreur relative moyenne est de l'ordre de 0.22 %. Cette comparaison permet de valider la corrélation d'images comme moyen fiable et précis de mesure de déplacements.

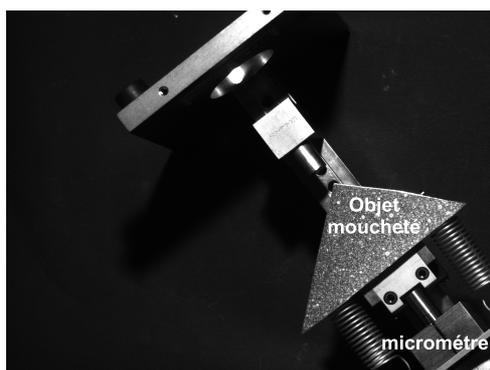


Figure 2.11 – *Objet moucheté fixé au micromètre*

$U_{\text{micromètre}}$ (mm)	$U_{\text{micromètre}} - U_{\text{Vic3D}}$ (mm)	écart-type sur U_{Vic3D} (mm)	$\frac{U_{\text{micromètre}} - U_{\text{Vic3D}}}{U_{\text{micromètre}}}$ (%)
1	0.0000	0.0019	0.0000
5	0.0083	0.0024	0.1860
10	0.0263	0.0022	0.2630
15	0.0459	0.0035	0.3060
25	0.0828	0.0042	0.3312
Valeur moyenne	0.0325	0.0028	0.2168

Tableau 2.2 – *Comparaison des déplacements imposés par le micromètre et ceux mesurés par Vic-3D[®]*

Un second essai est réalisé afin de comparer les déplacements du poinçon imposés par le pilote et ceux mesurés par la corrélation d'images. Comme précédemment les deux repères sont différents, la norme du déplacement est donc utilisée car elle est invariante. L'objet moucheté est fixé cette fois sur le poinçon et un certain nombre de déplacements du poinçon sont mesurés. Le tableau 2.3 compare les normes des déplacements imposés (poinçon) avec celles des déplacements fournis par la corrélation d'images (Vic-3D[®]).

déplacements imposés (mm)			$U_{\text{poinçon}} - U_{\text{Vic3D}}$ (mm)	écart-type sur U_{Vic3D} (mm)	$\frac{U_{\text{poinçon}} - U_{\text{Vic3D}}}{U_{\text{poinçon}}}$ (%)
U	V	W	déplacement suivant un axe du pilote		
0	0	90	0.3956	0.0051	0.4396
90	0	0	0.0012	0.0044	0.0013
-130	0	0	0.0030	0.0054	0.0023
0	0	15	0.1575	0.0054	0.1308
U	V	W	déplacement suivant les trois axes du pilote		
50	50	50	1.2042	0.019	1.3905
-70	50	20	0.8916	0.0069	1.0095
10	10	100	2.2034	0.0544	2.1817
10	10	10	0.1598	0.0103	0.9227

Tableau 2.3 – *Comparaison des déplacements imposés par le pilote et ceux calculés par la corrélation d'images*

Dans le cas du déplacement du poinçon suivant un seul axe du pilote, l'erreur relative moyenne est de 0.14 % et l'écart-type de 5 microns, le même ordre de grandeur que pour l'essai précédent. L'erreur relative est plus importante pour des déplacements hors-plan (W). Lorsque le déplacement du poinçon a trois composantes, l'erreur relative augmente et est égale en moyenne à 1.38

% (jusqu'à 2%) tout comme l'écart-type qui atteint en moyenne 20 microns. Plus la trajectoire du poinçon est complexe, plus l'erreur sur cette trajectoire est importante. Cette erreur entre le déplacement du poinçon imposé et mesuré risque d'augmenter lors de la mise en forme sous l'effet de la réaction de la tôle sur le poinçon. Cependant elle ne peut être quantifiée car lors de la mise en forme, le déplacement mesuré est celui de la surface supérieure de la tôle et non celui du poinçon. La trajectoire du poinçon imposée n'est donc pas forcément celle que l'on désire. Cela peut engendrer des différences par exemple lors des comparaisons avec les simulations éléments finis, mais cette approximation sur les conditions aux limites peut être considérée comme négligeable. Ces deux tests permettent de valider la corrélation d'images comme moyen de mesure de déplacements ainsi que d'estimer l'erreur sur les déplacements du poinçon imposés par le pilote SPIF.

La suite de l'étude concerne le calcul des déformations à partir de ces champs de déplacements.

2.2.5.2 Calcul des déformations

La taille de la fenêtre de corrélation est de 21 pixels pour un grossissement de 0.21 mm par pixel. La résolution spatiale est donc de 4.41 mm.

Le calcul de déformations à partir du champ de déplacements est fait en post-traitement par le logiciel Vic-3D[®]. Pour chaque point corrélé, un calcul numérique de dérivation dans un repère local attaché au plan tangent à la surface de référence est réalisé. Ce calcul est effectué sur un voisinage carré dont la taille est définie par le paramètre "filter" dans le logiciel Vic-3D[®]. Ce paramètre "filter" définit le nombre de points corrélés choisis. Le calcul des déformations est effectué par estimation sur ce voisinage de la transformation affine locale représentant au mieux le déplacement local. La taille de ce voisinage correspond donc à la taille du pas, définissant la grille de point où le calcul de corrélation est effectué, multiplié par la taille du paramètre "filter". La résolution spatiale en déformation, en mm, correspond à la taille de la zone de calcul des déformations en pixel multiplié par le grossissement. Lors des deux essais suivants le grossissement est de 0.38 mm par pixel. Les deux paramètres à étudier qui influencent le calcul des déformations sont donc la taille de la fenêtre de corrélation (subset) et la taille de la zone de calcul des déformations ($ZC\varepsilon$) [NAZ 05].

Une première analyse sur un champ de déformation homogène obtenue lors d'un essai de traction est réalisée. La moyenne du champ des déformations principales maximales d'Hencky (ε_1) est utilisée. Les valeurs présentées dans le tableau 2.4 sont obtenues à partir d'une paire d'images initiales et d'une paire d'images déformées d'une même éprouvette de traction simple (déformations réputées homogènes) en modifiant uniquement la taille du subset et de la $ZC\varepsilon$. Un pas de 5 pixels est utilisé.

subset	$ZC\varepsilon$	ε_1 %	écart-type sur ε_1 %
21	25	12.0030	5.05×10^{-2}
21	55	12.0029	4.88×10^{-2}
21	105	12.0026	4.47×10^{-2}
21	205	12.0024	3.52×10^{-2}
41	25	11.9993	4.30×10^{-2}
41	105	11.9988	3.78×10^{-2}

Tableau 2.4 – Influence de paramètres Vic-3D[®] sur le calcul de champs de déformations homogènes

Ces analyses ont été réalisées pour plusieurs niveaux de déformations (sur plusieurs images obtenues lors de l'essai de traction). Le niveau de déformations n'a pas d'influence sur l'écart-type

des déformations mesurées pour chaque cas (environ 4×10^{-2} %). La modification des valeurs de subset et de la $ZC\varepsilon$ ne modifie guère les valeurs moyennes de déformations mais modifie l'écart-type. L'augmentation de la taille du subset diminue légèrement l'écart-type (par moyennage du champs de déplacements), celle de la $ZC\varepsilon$ diminue l'écart-type (par moyennage du champs de déformations). Ces résultats confirment les résultats observés par Robert et al. [ROB 07]. Si la $ZC\varepsilon$ tend vers l'infini l'écart-type tend vers zéro : en effet la $ZC\varepsilon$ tend vers la taille de l'AOI et donc la déformation est calculée sur un seul élément (l'AOI). Bien évidemment, l'augmentation de la taille du subset ou de la $ZC\varepsilon$ permettent la diminution de l'écart-type et donc des incertitudes de mesure au détriment de la dégradation de la résolution spatiale (perte d'information locale), un compromis est donc nécessaire.

La même démarche est réalisée sur un champ de déformations hétérogènes. Le tableau 2.5 présente les valeurs maximales des déformations principales maximales d'Hencky. Ces valeurs sont obtenues à partir d'une paire d'images initiales et d'une paire d'images déformées d'une pièce volumique mise en forme par formage incrémental (déformations hétérogènes). Uniquement les tailles du subset et de la $ZC\varepsilon$ sont modifiées. Un pas de 5 pixels est utilisé.

subset	$ZC\varepsilon$	ε_1 max %	ε_1 min %
21	25	7.10	-9.36×10^{-2}
21	55	6.46	-5.30×10^{-2}
21	105	4.64	-0.19×10^{-2}
21	205	2.16	2.38×10^{-2}
41	25	6.79	-5.50×10^{-2}
41	105	4.48	1.25×10^{-2}

Tableau 2.5 – Influence de paramètres Vic-3D[®] sur le calcul de champs de déformations hétérogènes

Les résultats du tableau 2.5 confirme que la taille de la fenêtre de corrélation a moins d'influence que la taille de la $ZC\varepsilon$ sur le calcul des déformations. La taille du subset est à adapter à la taille du mouchetis, elle doit avoir assez d'informations (alternance de zones blanches et noires) pour pouvoir associer les points homologues. L'augmentation de la taille de la $ZC\varepsilon$ diminue ε_1 . En effet en augmentant la taille de la zone, le calcul de la valeur de la déformation est moyenné. Le pas et le filtre déterminent la taille de la zone de calcul et donc la valeur des déformations. Pour pouvoir comparer les déformations mesurées par Vic-3D[®] et celles obtenues par les calculs éléments-finis, il est donc nécessaire d'avoir des zones de calcul des déformations pour Vic-3D[®] de taille identique à la taille des éléments de la simulation, et donc de régler la taille du pas et du filtre.

Le calcul des déformations est réalisé en post-traitement, or la taille du filtre qui se choisit également en post-traitement va déterminer la taille de la zone de calcul des déformations dans Vic-3D[®]. C'est donc surtout ce paramètre qui sera prépondérant dans l'obtention de $ZC\varepsilon$ équivalente à la taille des éléments choisie lors des simulations numériques.

2.2.5.3 Les incertitudes sur la mesure des déformations

La manière naturelle pour appréhender ces incertitudes est de mesurer un champ de déformation sur un objet n'en présentant pas, soit parce qu'il est immobile, soit parce qu'il décrit un mouvement de solide rigide. Pour l'étude suivante, la taille du subset est de 21 pixels et la $ZC\varepsilon$ de 25 pixels.

Une série de vingt paires d'images d'une pièce qui ne subit aucun déplacement ni aucune déformation est prise. La déformation principale maximale est ensuite calculée sur cette série d'images. Une déformation moyenne de 2.19×10^{-6} et un écart-type de 9.41×10^{-5} sont obtenues.

Une autre série de vingt paires d'images d'une pièce qui ne subit aucune déformation mais juste des déplacements de solide rigide et des rotations dans le plan est prise. La déformation principale maximale est calculée sur cette nouvelle série d'images. Une déformation moyenne de 1.05×10^{-5} et un écart-type de 3.78×10^{-4} sont obtenues.

Lors du calcul des déformations, l'erreur de mesure systématique (déformation moyenne) est de l'ordre de 10^{-5} et l'erreur aléatoire (écart-type) de l'ordre de 10^{-4} . Ces valeurs sont très faibles en comparaison du domaine des grandes déformations dans lequel se situe ce travail (mise en forme de tôles). Une attention particulière doit être cependant focalisée sur les mesures locales de la déformation, car les champs de déformations en formage incrémental sont généralement fortement hétérogènes.

2.3 Alliages d'aluminium

Cette partie présente les caractéristiques métallurgiques et mécaniques des alliages d'aluminium en général puis se focalise sur les différents alliages utilisés lors de cette étude. Les alliages étudiés sont le EN AW-2024T3, le EN AW-5086H111 et un aluminium-lithium, trois alliages aux caractéristiques métallurgiques et mécaniques très différentes. Dans la suite de cette étude, ces trois alliages d'aluminium seront respectivement nommés : 2024-T3, 5086-H111 et Al-Li.

2.3.1 Généralités

L'aluminium est un métal dont la structure est et reste cubique à faces centrées pour toute température inférieure à sa température de fusion (660°C). Il est particulièrement apprécié pour certaines de ses caractéristiques :

- sa faible masse volumique ; 2.7 kg.dm^{-3}
- sa faible résistivité électrique ; $0.0265 \mu\Omega.m$ à 20°C
- sa forte conductivité thermique ; $237 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$
- sa bonne résistance à certaines corrosions et notamment à la corrosion atmosphérique

Cependant l'aluminium pur a de très mauvaises performances mécaniques. Les éléments d'alliage permettent d'augmenter les caractéristiques mécaniques. Ces alliages sont, du point de vue de leur composition chimique définis par les critères suivants :

- l'aluminium prédomine en masse sur chacun des éléments d'alliage
- la teneur totale des éléments d'alliages dépasse 1%
- la teneur en masse de chaque élément doit être supérieure à 0.1% ($\text{Fe}+\text{Si}>1\%$)

Le durcissement des alliages d'aluminium peut être obtenu de deux manières. La première consiste à écrouir le matériau (possible compte tenu de la grande plasticité initiale de l'aluminium due à sa structure CFC). La seconde repose sur l'apparition de précipités. Les propriétés chimiques de l'aluminium impliquent que la phase durcissante peut se trouver sous deux formes :

- une solution solide de l'aluminium dans l'élément d'alliage (par exemple alliage Al-Zn)
- un composé intermétallique formé à partir de l'élément d'alliage (par exemple alliage Al-Cu avec le précipité Al_2Cu)

2.3.2 Désignation normalisée des alliages d'aluminium

Les principaux éléments d'alliage introduits dans l'aluminium sont présentés dans le tableau 2.6. Ces éléments peuvent être ajoutés seuls ou associés. A partir de la norme NF EN 573, le nom d'un alliage d'aluminium permet de connaître la nature de l'élément d'alliage (cf. tableau 2.6).

Le 2nd chiffre peut correspondre à 0 s'il s'agit du métal original où de 1 à 9 si l'alliage présente des particularités (pureté d'un aluminium non allié, variante d'un alliage, ...). Les 3^{ème} et 4^{ème}

1 ^{er} chiffre	élément(s) d'alliage	mode de durcissement
1***	sans ($Al \geq 99\%$)	non trempants (écrouissage)
2***	cuivre	durcissement structural
3***	manganèse	non trempants (écrouissage)
4***	silicium	durcissement structural
5***	magnésium	non trempants (écrouissage)
6***	magnésium + silicium	durcissement structural
7***	zinc	durcissement structural
8***	autres éléments	

Tableau 2.6 – Récapitulatifs sur les alliages d'aluminium [BAI 00]

chiffres servent à identifier les alliages d'une même famille.

2.3.3 Différents modes de durcissement des alliages d'aluminium

Les alliages sont ensuite classés par mode de durcissement (cf. tableau 2.6) :

- les alliages dits non-trempants (ne durcissant pas par traitement thermique)
- les alliages dits à durcissement structural (durcissement par traitement thermique)

Les alliages dits non trempants sont durcis par écrouissage. Ils peuvent être utilisés à l'état non écroui mais leurs performances mécaniques sont faibles. Ils ont une limite élastique conventionnelle ($R_{p0,2}$) variant de 40 à 160 MPa et un allongement ($A\%$) de 18 à 30%. A l'état écroui la limite élastique augmente avec l'écrouissage tandis que la ductilité diminue ($R_{p0,2}$ variant de 180 à 400 MPa et $A\%$ de 3 à 5%). Pour augmenter la ductilité, un début de restauration peut être effectué, permettant une variation de $R_{p0,2}$ de 140 à 200 MPa et de l'allongement de 5 à 8%.

Le durcissement structural correspond à un durcissement par précipitation qui exige que soient introduits dans l'alliage des éléments susceptibles d'être mis en solution solide à haute température mais qui sont insolubles ou très faiblement solubles à température ambiante. Le durcissement est alors obtenu à l'aide d'un traitement thermique qui est composé de trois étapes. Tout d'abord une étape de chauffage pour mettre en solution le ou les élément(s) d'alliage qui participent à la formation des précipités. Ensuite un refroidissement assez rapide (trempe à l'eau à 20°C) pour empêcher toute précipitation et permettre ainsi de conserver les éléments d'addition en sursaturation dans l'aluminium (en vue d'une précipitation réalisable ultérieurement et d'une manière contrôlée par revenu). Pour finir une opération de durcissement est réalisée, elle peut prendre deux formes : la maturation (ou mûrissement) et le revenu, comme l'illustre la figure 2.12.

- durcissement par maturation : à température ambiante, la solution solide sursaturée a la possibilité d'évoluer. Les éléments d'alliage en sursaturation diffusent vers les défauts du réseau, essentiellement vers les dislocations. En se rassemblant, ils forment autour de ces dernières des "nuages" d'atomes de soluté (zones de GUINIER-PRESTON) qui rendent leurs déplacements ultérieurs plus difficiles, un durcissement important apparaît en l'absence de toute précipitation. Ce durcissement s'établit assez lentement (quelques jours pour des alliages de la série 2*** à quelques mois pour des alliages de la série 7***).
- le revenu : réchauffage à températures variables en fonction des alliages entre 100 et 200°C (de 5 à 24 heures). Cette opération a pour but de précipiter la phase durcissante. Quand la température de revenu est abaissée le temps nécessaire pour atteindre le durcissement maximum croît et, simultanément le niveau maximum du durcissement augmente. Des revenus longs à des températures relativement basses seront préférés.

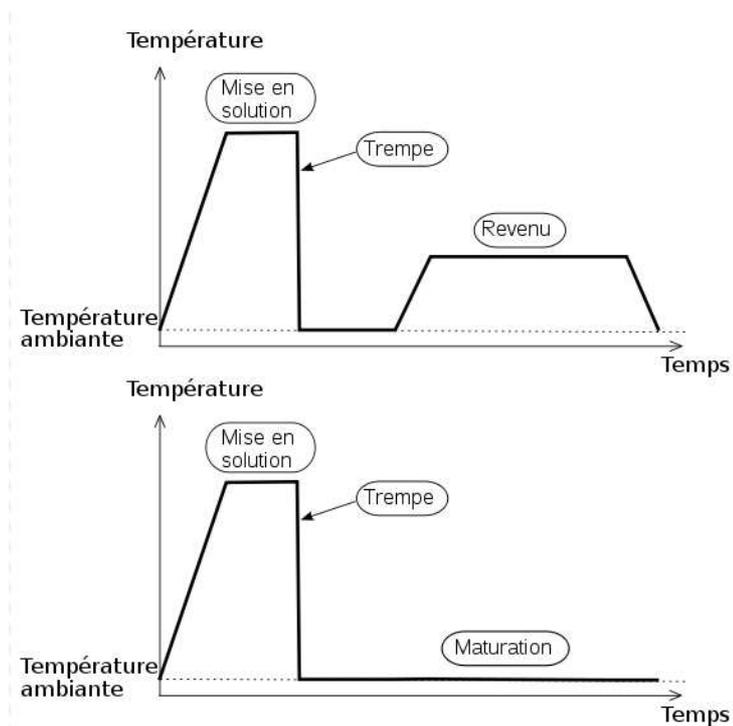


Figure 2.12 – Cycles de traitement thermique des alliages d'aluminium [BAI 00]

Certains alliages subissent parfois un léger écouissage (quelques %) après la trempe et avant le revenu. Ce traitement apporte un petit supplément de durcissement si le revenu ne provoque pas une restauration totale et si l'écrouissage n'engendre pas une précipitation trop grossière.

2.3.4 Désignations codifiées des états métallurgiques des alliages d'aluminium

La norme NF EN 515 ([MUR 04]) définit la désignation symbolique des états métallurgiques de l'aluminium et de ses alliages. Les états recuits, symbole O avec, notamment, O1 recuit à haute température et refroidissement lent. Les états écrouis, symbole H peuvent être brut d'écrouissage (symbole H1) ou écroui et partiellement restauré (symbole H2). Le symbole est suivi d'un chiffre (de 1 à 9) qui caractérise le niveau de durcissement dû à l'écrouissage (9 le plus dur). Des chiffres supplémentaires complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises. Les états obtenus par traitement thermique, symbole T, sont nombreux :

- T1 refroidi après mise en forme à chaud et mûri
- T2 refroidi après mise en forme à chaud, écroui et mûri
- T3 mis en solution, écroui et mûri
- T4 mis en solution et mûri
- T5 refroidi après mise en forme à chaud et mûri
- T6 mis en solution et revenu
- T7 mis en solution et sur-revenu
- T8 mis en solution, écroui et revenu
- T9 mis en solution, revenu et écroui

Les symboles sont généralement suivis par des chiffres supplémentaires qui complètent la désignation et traduisent des différences sensibles au niveau des caractéristiques acquises.

2.3.5 Présentation des alliages d'aluminium étudiés

Dans le cadre de ces travaux, deux types d'alliages fournis par la société AIRBUS sous forme de tôles ont été étudiés. Il s'agit des alliages 2024-T3, 5086-H111 et d'un alliage Al-Li fourni par la société CRYOSPACE.

Des observations sur des tôles avant mise en forme ont été réalisées à l'aide d'un microscope optique sur les trois alliages étudiés afin d'avoir une idée de la microstructure de ces alliages. L'attaque chimique des échantillons est réalisée au réactif de Keller et permet de révéler les grains.

Concernant l'alliage 2024-T3, des observations au MET (Microscope Electronique à Transmission) ont également été réalisées au C.E.M.E.S à Toulouse (Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales). Dans ce cas, le contraste des images repose sur l'interaction des électrons avec les plans atomiques de la structure cristalline. Un système de lentilles électromagnétiques permet de dévier ou de focaliser le faisceau d'électrons sur un échantillon suffisamment mince. Les principaux avantages de la microscopie électronique en transmission sont d'une part sa très grande résolution dans l'espace réel pouvant atteindre l'échelle atomique, avec des agrandissements variant de 10^3 à 10^6 . Son second avantage réside dans la possibilité de combiner l'information obtenue dans l'espace réel en mode image avec l'information obtenue dans l'espace de Fourier (ou réciproquement) en mode diffraction. De plus la nature de l'interaction électron-matière permet de coupler les études structurales ou morphologiques à des études de composition chimique [VID 06]. Dans notre cas, ces observations permettent de mettre en évidence les précipités et les dislocations de la tôle à l'état non-déformé.

2.3.5.1 L'alliage d'aluminium 2024-T3

Cet alliage est un alliage Al-Cu (4.3% Cu, 1.5% Mg, 0.6% Mn). Le durcissement structural de la série 2***, qui est dû à la précipitation de formes transitoires des composés d'équilibre CuAl_2 et CuMgAl_2 , leur confère d'excellentes propriétés mécaniques. L'addition de silicium et de manganèse, à des teneurs inférieures à 0.8%, favorise la formation de composés quaternaires qui, par dispersion, améliorent les propriétés de la matrice. Les alliages de la série 2*** sont utilisés principalement pour leurs bonnes propriétés mécaniques, ils ont une résistance médiocre à la corrosion et sont difficilement soudables. Les zones adjacentes aux cordons de soudure subissent un recuit lors du cycle thermique imposé par le soudage, leurs propriétés mécaniques s'en trouvent considérablement affaiblies. L'alliage 2024-T3 est utilisé dans l'aéronautique principalement pour sa tolérance aux dommages. Il est utilisé pour le fuselage des avions.

La morphologie et les dimensions des grains du 2024-T3 sont illustrées sur la figure 2.13. Ces grains apparaissent homogènes et de faible épaisseur. Leurs dimensions sont d'environ 80 à 100 μm de longueur (selon la direction de laminage), 60 à 80 μm de largeur (selon la direction transverse) et 20 μm d'épaisseur (selon la direction normale). Ces grains sont légèrement allongés dans la direction de laminage. La figure 2.14 montre la microstructure du 2024-T3 de la face 1 pour un grossissement de 500. Les observations au microscope optique permettent essentiellement de caractériser la morphologie des grains.

Les observations au MET ont été effectuées en microscopie conventionnelle en employant deux modes d'observations : mode image et mode diffraction afin d'étudier plus précisément les grains, les joints de grains et l'arrangement des dislocations. La technique d'imagerie en champ clair et en champ sombre a permis, quant à elle, de vérifier la présence ou non de plusieurs phases dans le matériau. Les études au MET ont été réalisées sur des échantillons issus de la face 1.

Les images des figures 2.15 et 2.16 illustrent la microstructure de l'échantillon avant déformation : on observe notamment des joints de grains bien définis, une distribution homogène d'un grand nombre de précipités manométriques, des dislocations individuelles facilement observables ainsi que des boucles de dislocations. Les précipités dont les dimensions sont d'environ 50 nm de largeur et 200 nm de longueur, correspondent vraisemblablement et d'après la littérature, à

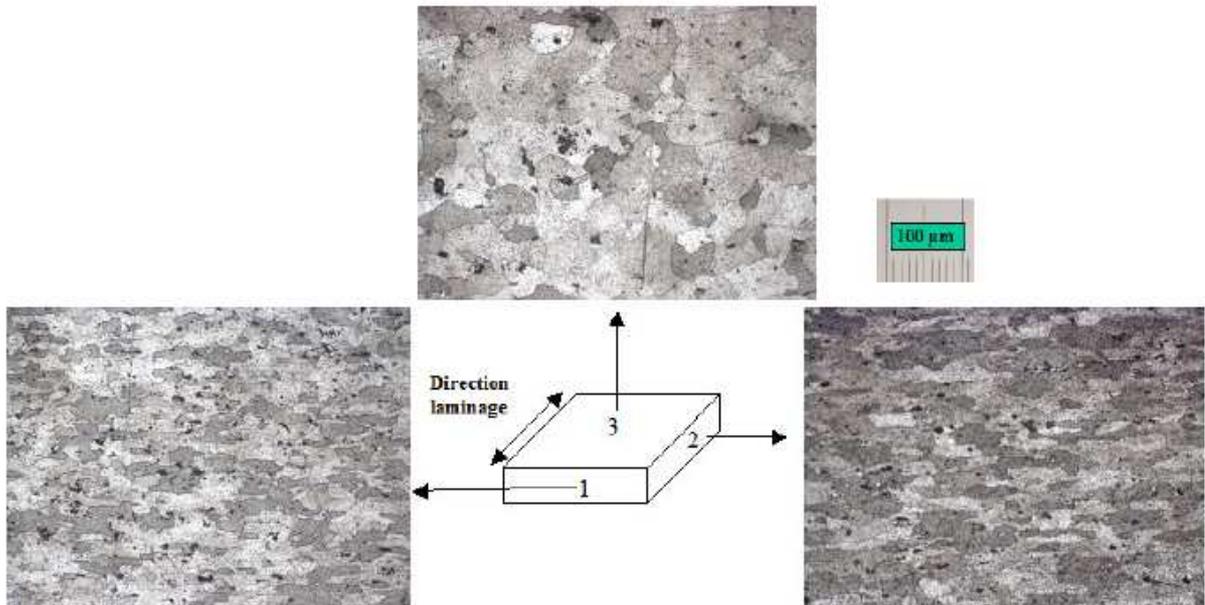


Figure 2.13 – Morphologie des grains observés au microscope optique selon trois directions



Figure 2.14 – Grains observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1

des phases de type CuMgAl_2 [GEN 04]. Ils se présentent sous forme de bâtonnets allongés le long des directions $\langle 001 \rangle_{Al}$ de la matrice et jouent un rôle important dans le durcissement de cet alliage. Soit leur section transverse soit leur coupe longitudinale est observée.

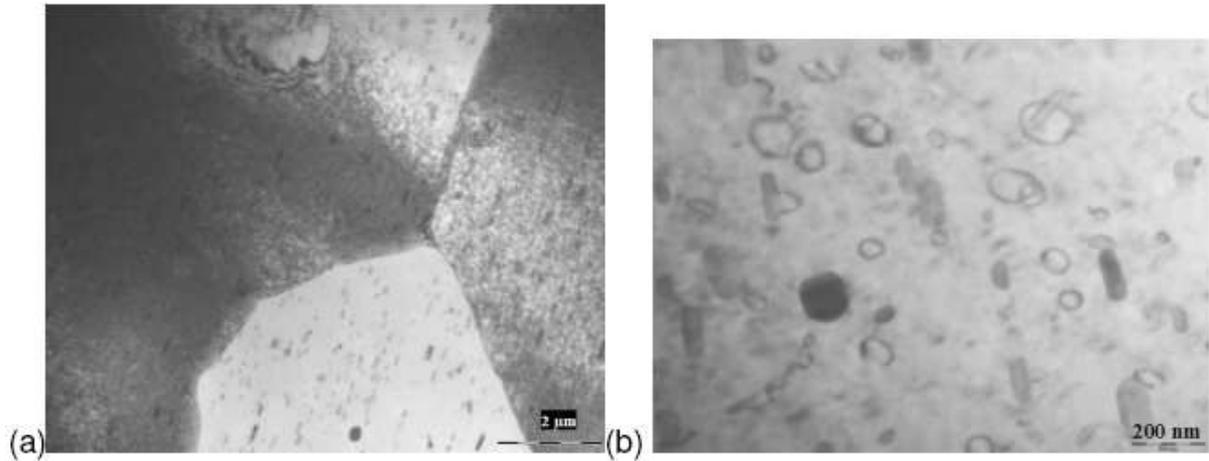


Figure 2.15 – Images MET mettant en évidence des grains, joints de grain et une forte densité de précipités durcissant (a), des précipités et boucles de dislocations (b)

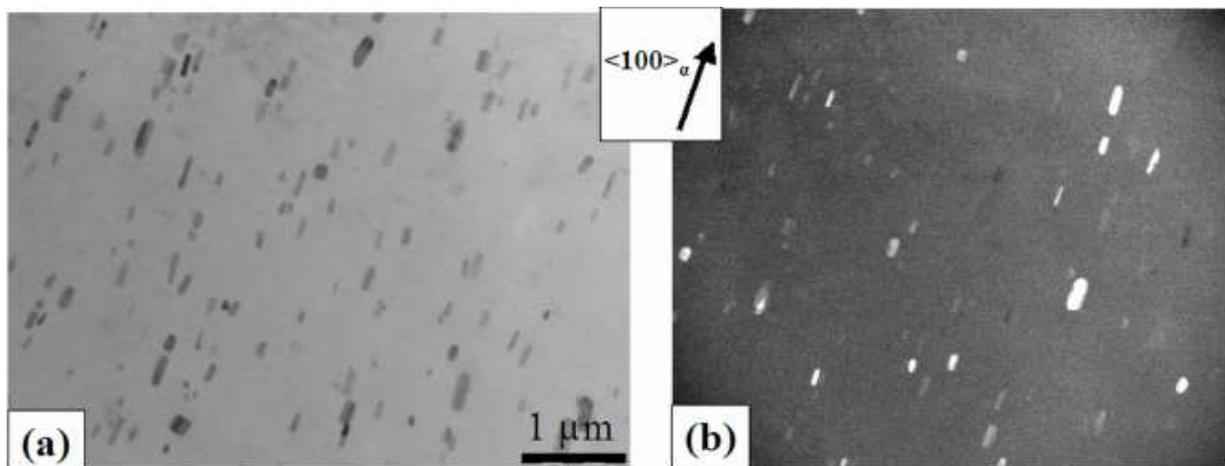


Figure 2.16 – Images MET en champ clair (a) et en champ sombre (b) mettant en évidence la présence des précipités allongés selon la direction $\langle 100 \rangle$ de la matrice d'aluminium

2.3.5.2 L'alliage d'aluminium 5086-H111

Cet alliage est un alliage Al-Mg (moins de 4% de magnésium). La majeure partie du magnésium se retrouve en solution solide et le reste sous forme de composé Mg_2Al_3 . Ces alliages ne sont pas sujets au durcissement structural, cependant, surtout pour les alliages écrouis, un séjour prolongé à la température ambiante ou à une température un peu plus élevée provoque une précipitation de Mg_2Al_3 aux joints de grains, ce qui a des conséquences néfastes sur la résistance à la corrosion. Ces alliages sont donc soumis, après écrouissage, à un recuit de stabilisation qui supprime cette instabilité métallurgique. L'état H111 est un état obtenu à la suite d'un léger écrouissage après recuit, écrouissage qui donne un durcissement suffisant pour que les propriétés du métal ne soient plus celles de l'état recuit sans que, toutefois, elles atteignent le niveau de celles correspondant à l'état H11. Les alliages de la série 5*** sont utilisés pour les caractéristiques suivantes :

- leur résistance mécanique moyenne, qui peut être améliorée par écrouissage aux dépens de leur ductilité
- leur grande aptitude aux transformations à chaud (filage, forgeage) et à froid, à l'état recuit (emboutissage, cintrage, etc.)

- leur excellente soudabilité
- leur très bonne résistance à la corrosion, qu'on peut encore améliorer par anodisation
- la qualité de leurs états de surface après polissage et anodisation.

L'alliage 5086-H111 est réputé pour ses bonnes propriétés super-plastiques. Il est surtout utilisé pour les pièces de liaisons des aéronefs.

La figure 2.17 présente la microstructure du 5086-H111 observée au microscope optique pour un grossissement de 500 sur les faces 1 et 2 présentés sur la figure 2.13. Les zones noires sont des précipités de Mg_2Al_3 qui se forment au niveau des joints de grains. Les zones blanches correspondent aux grains que l'on peut deviner, leurs tailles varient entre 20 et 50 μm .

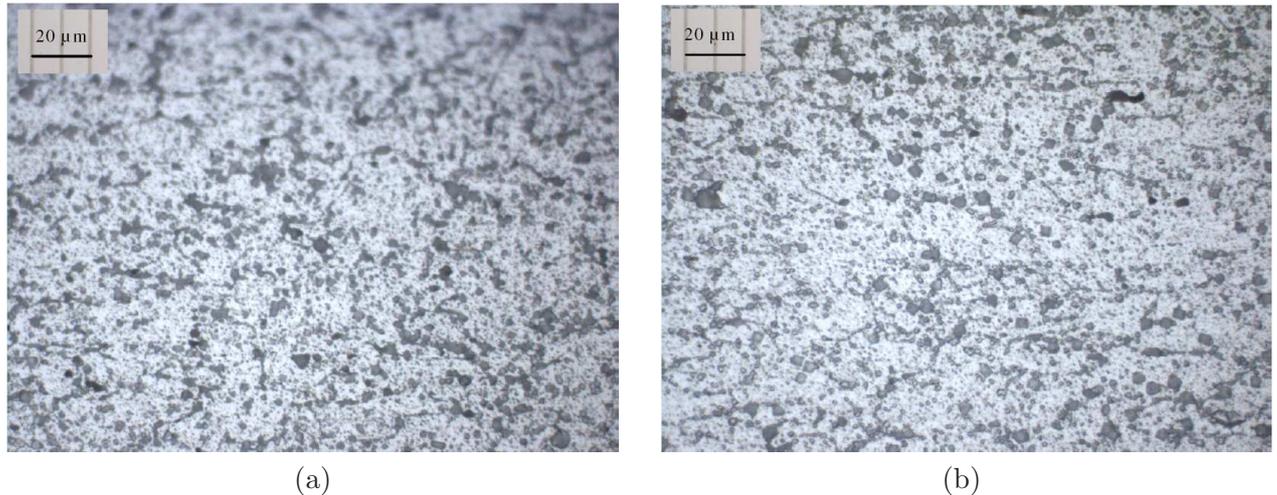


Figure 2.17 – Grains de l'alliage 5086-H111 observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1 (a) et sur la face 2 (b)

2.3.5.3 L'alliage d'aluminium-lithium

Les alliages Al-Li (aluminium lithium) peuvent contenir jusqu'à 2.5 % de lithium, auquel le cuivre est ajouté comme élément d'alliage (environ 2.7%). Le lithium est le métal le plus léger, avec une masse volumique de 0.534 kg.dm^{-3} et il est le solide ayant la plus grande chaleur massique. L'ajout de lithium permet d'obtenir un alliage de faible poids (masse volumique de 2.53 kg.dm^{-3}), hautement résistant aux contraintes, avec généralement de meilleures caractéristiques que les alliages à base d'aluminium. Cependant l'élaboration des alliages Al-Li est plus difficile que celle des alliages d'aluminium conventionnels notamment au stade de fusion et de coulée à cause de la grande réactivité du lithium vis-à-vis de l'oxygène et de l'eau. Cette difficulté se retrouve également au stade de la transformation car les alliages Al-Li à l'état solide sont beaucoup plus sensibles à l'oxydation et à la carbonatation que les alliages conventionnels. Il est donc nécessaire de respecter des gammes de fabrication complexes afin d'assurer la qualité de l'état de surface et de minimiser l'appauvrissement en lithium de la couche superficielle des produits minces [DEV 92]. Cet alliage pourrait être utilisé chez CRYOSPACE pour réaliser la structure des réservoirs de fusées Ariane.

La figure 2.18 présente la microstructure de l'Al-Li observée au microscope optique pour un grossissement de 500 sur les faces 1 et 2 présentés sur la figure 2.13. Les taches blanches proviennent de l'attaque chimique et ne font pas partie de la microstructure. Les grains sont très allongés (supérieur à 500 μm), leurs hauteurs varient entre 10 et 80 μm . La microstructure donne l'impression d'une succession de couches.

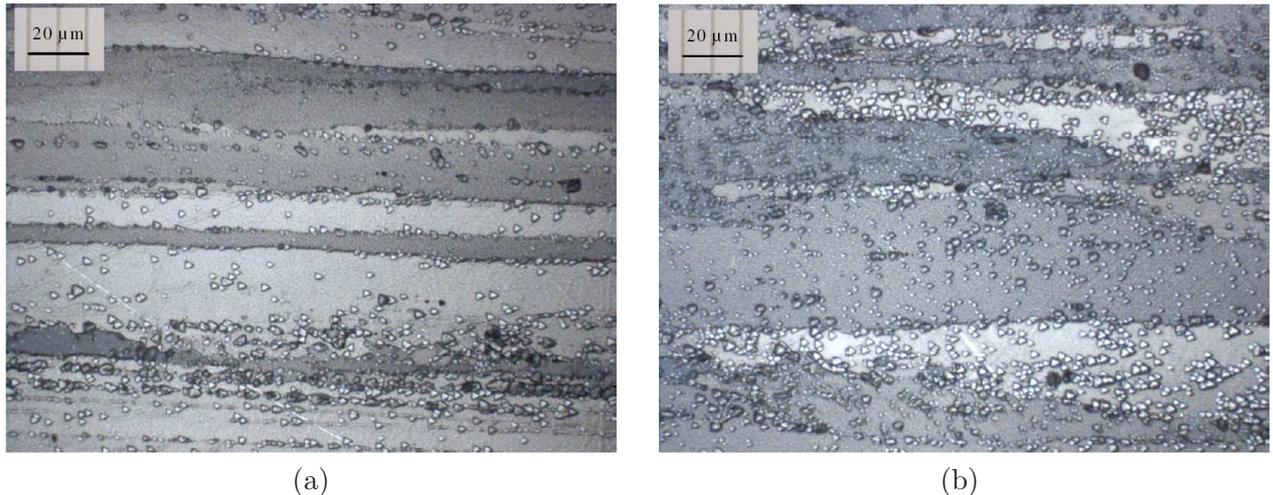


Figure 2.18 – Grains de l’alliage Al-Li observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1 (a) et sur la face 2 (b)

2.3.6 Bilan sur les alliages d’aluminium présentés

Ce bilan concerne l’ensemble des alliages d’aluminium, leurs désignations normalisées, leurs différents modes de durcissement et la désignation codifiée des différents états métallurgiques. Trois alliages très différents de par leurs compositions chimiques, leurs modes de durcissement, leurs microstructures et leurs propriétés mécaniques sont étudiés.

Le 2024-T3 est un alliage Al-Cu a durcissement structural possédant d’excellentes propriétés mécaniques et est utilisé dans l’aéronautique pour sa tolérance aux dommages.

Le 5086-H111 est un alliage Al-Mg non sujet au durcissement structural. Cet alliage possède une grande aptitude aux transformations à chaud et à froid et une excellente soudabilité, on le retrouve dans les pièces structurales des avions.

Le dernier alliage est un Al-Li utilisé par CRYOSPACE pour réaliser la structure des réservoirs des fusées Ariane. Ces alliages sont plus légers dû à l’apport du Lithium et ont une haute résistance aux contraintes. Cependant leur élaboration est difficile.

2.4 Conclusions

Ce chapitre 2 présente les équipements et moyens mis en place dans le cadre de notre étude. Tout d’abord, la conception et la réalisation d’un pilote de formage incrémental. Ce pilote est équipé d’un capteur de forces tri-axes et, contrairement aux machines-outils généralement utilisées pour les études sur le procédé de formage incrémental, déforme la tôle par la bas. Cette singularité permet de libérer tout l’espace au dessus de la tôle afin d’y installer un banc multicaméras. Ce banc permet d’utiliser la mesure de champs par stéréo-corrélation d’images numériques. La stéréo-corrélation d’images permet de mesurer des champs de déplacements et de déformations d’une tôle au cours de sa mise en forme. L’utilisation de quatre caméras permet de reconstruire en 3D une pièce complexe mise en forme par le pilote SPIF et d’obtenir les champs de déplacements et de déformations associés. Dans notre étude, les déformations mesurées par Vic-3D[®] seront les déformations d’Hencky. Lors de la présentation de résultats de déformations mesurées par Vic-3D[®], il est important de préciser la taille de la fenêtre de corrélation et surtout la taille de la zone de calcul des déformations. En effet, dans l’optique de comparer des champs de déformations mesurées par Vic-3D[®] et calculées par simulations éléments-finis (logiciel ABAQUS), il est nécessaire que la taille de la zone de calcul des déformations soit équivalente à la taille d’un élément du calcul éléments finis dans le cas d’éléments linéaires (déformations constantes par

élément).

Ce pilote instrumenté d'un capteur d'efforts et du banc multicaméras est utilisé dans le chapitre suivant afin d'étudier le procédé de formage incrémental un point (SPIF). Les influences de la méthode de mise en forme et de la taille des incréments verticaux sur les pièces formées sont notamment abordées. La diffusion de la chaleur dans la tôle lors d'un essai de formage incrémental et la formabilité des tôles sont également étudiés. Parmi les alliages présentés dans ce chapitre, l'alliage 2024-T3 sera principalement utilisé mais le 5086-H111 sera également étudié et sa formabilité sera comparée à celle obtenue sur l'alliage 2024-T3. L'Al-Li quant à lui, n'étant pas fourni sous forme de tôle, ne sera utilisé que dans le cadre de l'étude sur les critères de plasticité anisotrope présentée dans le chapitre 4.

Bibliographie

- [WAT 05] K. Watzeels, Y. Tunckol, C. Henrard, J. Gu, J.R. Dufflou, A.M. Habraken. "Experimental validation of the Finite Element Simulation of the first Stroke in Single Point Incremental Forming". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005), pp. 703-706.
- [JES 05C] J. Jeswiet, J. Dufflou, A. Szekeres. "Forces in Single Point and Two Point Incremental Forming". Journal Advanced Materials Research, vol. 6-8, (2005), pp. 449-456.
- [DUF 05] J.R. Dufflou, B. Lauwers, J. Verbert, Y. Tunckol, H. De Baerdemaeker. "Achievable Accuracy in Single Point Incremental Forming : Case Studies". The 8th ESAFORM (2005), Roumanie.
- [NYA 91] C. Nyahumwa, J. Jeswiet "A friction sensor for sheet metal rolling". Annals of CIRP, vol. 40/1/1991, pp. 231-234.
- [SCH 04] T. Schafer, R.D. Schraft. "Incremental sheet forming by industrial robots using a hammering tool". Association Français de Prototypage Rapid, 10th European Forum on Rapid Prototyping, Erlangen, (2004).
- [MEI 05] H. Meier, O. Dewald, J. Zhang. "Development of a Robot-Based Sheet Metal Forming Process". In : steel research, Issue 1/2005, Dusseldorf : Verlag Stahleise.
- [AMI 02] H. Amino, Y. Lu, T. Maki, S. Osawa, K. Fukuda. "Dieless NC Forming, Prototype of Automotive Service Parts". Proceedings of the second International conference on rapid Prototyping and Manufacturing, Pékin (2002).
- [ALL 05] J.M. Allwood, N.E. Houghton, K.P. Jackson. "The design of an Incremental Forming machine". 11th Conference on Sheet Metal, Erlangen, (2005), pp. 471-478.
- [AMB 05] G. Ambrogio, L. De Napoli, L. Filice, F. Gagliardi, M. Muzzupappa. "Application of Incremental Forming process for high customised medical product manufacturing". Journal of Materials Processing Technology 162-163 (2005), p 156-162.
- [AMB 04] G. Ambrogio, I. Costantino, L. De Napoli, L. Filice, L. Fratini, M. Muzzupappa. "Influence of some relevant process parameters on the dimensional accuracy in incremental forming : a numerical and experimental investigation". Journal of Materials Processing Technology 153-154 (2004), p 501-507.
- [FRA 04] L. Fratini, G. Ambrogio, R. Di Lorenzo, L. Filice, F. Micari. "Influence of mechanical properties of the sheet material on formability in single point incremental forming". CIRP Annals-Manufacturing Technology, vol 3, issue 1 (2004), p 207-210.
- [DAI 00] K. Dai, Z.R. Wang, Y. Fang. "CNC incremental sheet forming of an axially symmetric specimen and the locus of optimization." Journal of Materials Processing Technology 102 (2000), pp. 164-167.
- [VAS 09] I. Vasilakos, J. Gu, B. Belkassam H. Sol, J. Verbert, J.R. Dufflou. "Investigation of Deformation Phenomena in SPIF Using an In-Process DIC Technique". Trans Tech Publications, Switzerland (2009) vol. 410-411 pp. 401-409.
- [GAR 01] D. Garcia. "Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images". Thèse de l'Institut National Polytechnique de Toulouse (France), (2001).

- [NAZ 05] F. Nazaret. "Caractérisation et modélisation du comportement thermomécanique d'un béton réfractaire renforcé de fibres métalliques". Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2005).
- [PET 82] W. Peters, W. Ranson. "Digital imaging techniques in experimental stress analysis". *Opt. Eng.*, 21 (3) (1982), pp. 427-431.
- [SUT 83] M. Sutton, W. Wolters, S. McNiell. "Determination of displacements using an improved digital correlation method." *Image and Vision Computing* (1983), pp. 133-139.
- [DOU 00] P. Doumalin. "Microextensométrie Locale par Corrélation d'Images Numériques". Thèse de Doctorat de l'école polytechnique (2000).
- [HIL 04] M. Bornert, F. Hild. "Mesure des champs cinématiques par corrélation d'images numériques". Atelier Photomécanique, 6-12 juillet 2004, Saint-Etienne.
- [Vic3D] Vic-3D software, Correlated Solutions, Inc., <http://www.correlatedsolutions.com>, 2009.
- [BAL 07] P. Balland, S. Dumoulin, C. Mikalsen, R. Arrieux, A. Sergent, S. Barathay, H.J. Roven. "Détermination des courbes limites de formage sur des matériaux nano-structurés". 18ème Congrès Français de Mécanique, Grenoble, 27-31 août 2007, pp. 1-6.
- [VAC 99] P. Vacher, S. Dumoulin, F. Morestin, S. Mguil-Touchal. "Bidimensional strain measurement using digital images". *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C* (1999) vol. 213, pp. 811-817.
- [WAT 01] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.M. Muracciole, M. Némoz-Gaillard. "Analysis of Strain Localization during Tensile Tests by Digital Image Correlation". *Experimental Mechanics*, vol. 41, Number 1 (2001), pp. 28-39.
- [HUS 02] C. Husson, N. Bahlouli, S. Mguil-Touchal, S. Ahzi. "Mechanical characterization of thin metal sheets by a digital image correlation method". *Journal de Physique IV* (2002), 12(11), pp. 393-400.
- [LEC 07] D. Lecompte. "Elastic and elasto-plastic material parameter identification by inverse modeling of static tests using Digital Image Correlation". Thèse de Doctorat de l'école polytechnique de Bruxelles (2007).
- [BEL 05] S. Belhabib, H. Haddadi, M. Gaspérini, S. Bouvier. "Mesures par corrélation d'images et simulations numériques du champ de déformation au cours d'un essai de traction hétérogène". 17ème Congrès Français de Mécanique Troyes, 29 août - 2 septembre 2005.
- [HAD 07] H. Haddadi, S. Belhabib. "An attempt to identify Hill's Yield Criterion parameters using strain field measured by DIC Technique". 13th International Conference on Experimental Mechanics (ICEM). Alexandroupolis, Greece, 1-6 July, 2007.
- [DAW 94] D. S. Dawicke, M. A. Sutton. "CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy". *Experimental Mechanics* (1994), 34(4), pp. 357-368.
- [GAL 99] K. Galanulis, A. Hofmann. "Determination of Forming Limit Diagrams using an Optical Measurement System". In *Proceedings of 7th International Conference on Sheet Metal - SheMet'99*, Erlangen, (1999).
- [GAR 02] D. Garcia, J.J. Orteu, L. Penazzi. "A combined temporal tracking and stereo-correlation technique for accurate measurement of 3D displacements : application to sheet metal forming". *Journal of Materials Processing Technology*, (2002) 125-126, pp. 736-742.
- [AVR 08] S. Avril, F. Pierron, M.A. Sutton, J. Yan. "Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method". *Mechanics of Materials*, vol. 40, Issue 9, (2008), pp. 729-742.
- [FOR 08] S. Forest, M. Amestoy, S. Cantournet, G. Damamme, S. Kruch, V. Maurel. *Cours de Mécanique des Milieux Continus de l'Ecole des Mines de Paris*, année 2007-2008, pp. 1-432.

- [BOR 09] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, J.-C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.-J. Orteu, L. Robert, Y. Surrél, P. Vacher and B. Wattrisse. "Assessment of Digital Image Correlation Measurement Errors : Methodology and Results". *Exp. Mech.*, Volume 49, Numéro 3, (2009), pp. 353-370.
- [ROB 07] L. Robert, F. Nazaret, T. Cutard, J.J. Orteu. "Use of 3-D Digital Image Correlation to characterize the Mechanical Behavior of a Fiber Reinforced Refractory Castable". *Experimental Mechanics*, vol. 47, (2007), pp. 761-773.
- [BAI 00] J.P. Baillon, J.M. Dorlot. "Des matériaux, troisième édition". Edité par les Presses internationales polytechnique, (2000), pp. 1-736.
- [MUR 04] G. Maury. "Aide mémoire : Métallurgie, procédés - alliages - propriétés". Edité par l'usine nouvelle aux éditions DUNOD, (2004), pp. 1-329.
- [VID 06] V. Vidal. "Optimisation des propriétés mécaniques des conducteurs nanofilamentaires Cu/X (X=Nb ou Ta) par l'étude des mécanismes élémentaires de déformation". Thèse de Doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse (2006).
- [GEN 04] C. Genevois. "Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant". Thèse de doctorat de l'INP de Grenoble (2004).
- [DEV 92] R. Develay " Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés". *Techniques de l'ingénieur*. Dossier M 440, *Traité Matériaux Métalliques*, date de parution : 10 juillet 1992.

Chapitre 3

Analyse du procédé de formage incrémental à l'aide du pilote SPIF et de la corrélation d'images

Le chapitre 2 a présenté les moyens mis à notre disposition pour l'étude du procédé de formage incrémental. Ces outils sont le pilote SPIF développé au sein du CROMeP, équipé d'une cellule de forces tri-axes et d'un banc multicaméras qui associé au logiciel de corrélation d'images Vic-3D[®] permet d'acquérir des champs de déplacements et de déformations.

Dans une première partie, les effets thermiques induits lors de la mise en forme de tôle ont été étudiés à l'aide d'une caméra infra-rouge. Ensuite, l'influence de paramètres procédés tels que la taille de l'incrément vertical (Δz), la trajectoire du poinçon et la méthode de mise en forme ont été analysés. Enfin, des essais consacrés à la caractérisation de la formabilité des tôles en formage incrémental un point sont réalisés. Les paramètres analysés sont la taille des incréments verticaux, la nuance de l'alliage d'aluminium et le diamètre du poinçon.

Les essais sont réalisés sur des tôles d'alliage d'aluminium 2024-T3 d'épaisseur 1 mm avec un poinçon hémisphérique de 10 ou 20 mm de diamètre.

3.1 Diffusion de la chaleur lors d'un essai de formage incrémental

Les lois de comportement généralement utilisées en formage incrémental sont des modèles élasto-plastiques ne prenant pas en compte les effets liés à la température considérant l'élévation de température lors du formage incrémental négligeable et non prise en compte dans les modèles. L'objectif de cette partie est de quantifier l'élévation de température due aux frottements du poinçon sur la tôle lors de la mise en forme. Une caméra infrarouge est utilisée lors des essais pour mesurer les températures. Il s'agit d'une caméra Agema 880 LW fonctionnant dans la bande spectrale 8-12 μm et refroidie par cycle Stirling. Elle permet d'obtenir une cartographie non intrusive des températures sur l'ensemble de la plaque. La résolution des images est 280 \times 280 points (chaque point étant codé sur 12 bits). La gamme de mesure utilisée est 0-170°C (étalonnée sur corps Noir Landcal 550). Des chemins de chargements simples ont été réalisés afin d'évaluer l'influence de certains paramètres sur l'élévation de chaleur. Le dessus de la tôle mise en forme a été peint en noir afin d'imposer son émissivité ($\epsilon=0.91$). C'est le paramètre le plus influant pour la mesure des températures. Peindre en noir la tôle permet de rendre l'émission de la plaque homogène et peu sensible aux reflets extérieurs. La température ambiante lors des essais est de 20.9°C. Les températures indiquées sont des températures vraies mesurées sur la tôle noire.

3.1.1 Evolution de la température au cours de la mise en forme d'un cercle

Un cercle de diamètre 100 mm et d'une profondeur d'embouti de 24 mm a été réalisé. La vitesse de déplacement du poinçon est de 15 mm.s^{-1} . Les images de la figure 3.1 représentent le gradient de température autour du poinçon (a, b, c) ainsi que la rupture de la pièce (d) lors de la mise en forme du cercle. La température maximale atteinte à la surface de la tôle est de 34.5°C et est illustrée par la zone rouge de l'image 3.1 (c). Cette zone correspond au contact du poinçon sur la face inférieure de la tôle. A la rupture de la tôle, la température est dissipée immédiatement et redescend vers 25°C . Les images montrent bien le gradient de température généré par le contact du poinçon avec la tôle qui a la forme d'un arc de cercle.

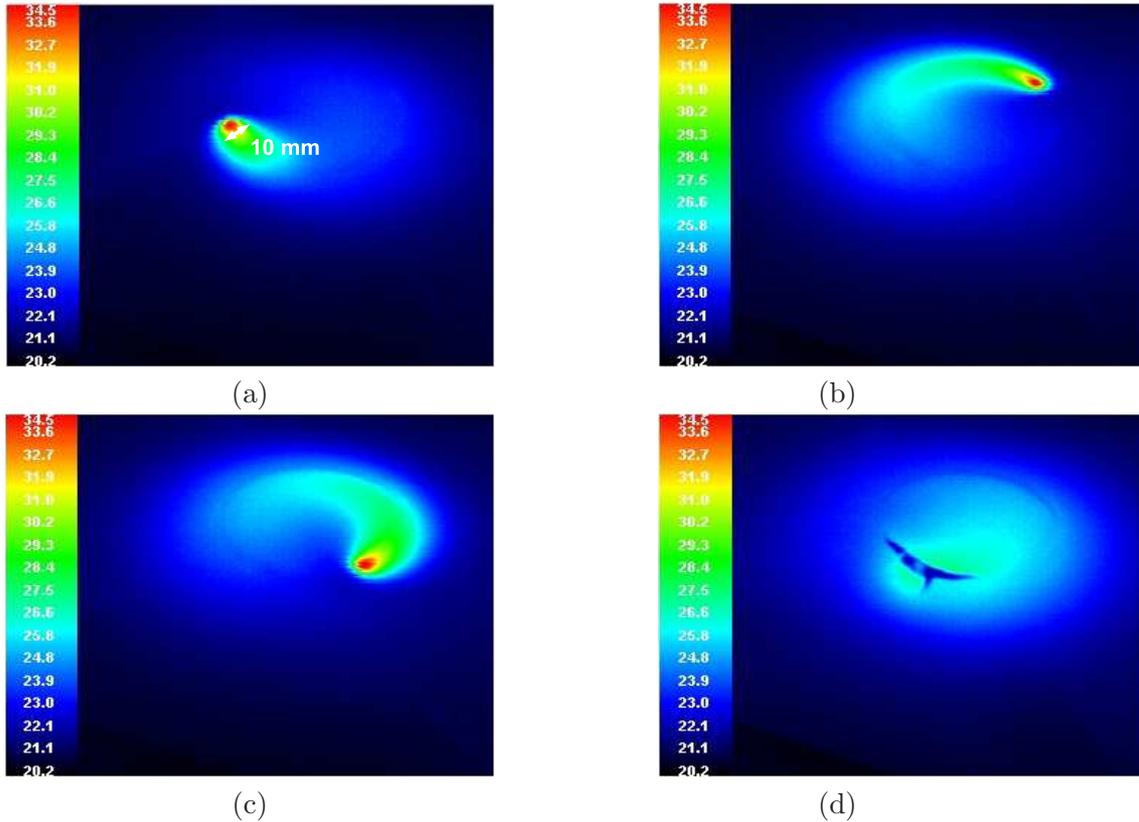


Figure 3.1 – Evolution de la température de la tôle lors de la mise en forme d'une pièce

La longueur de diffusion, $L(t)$, permet d'estimer la zone affectée par l'élévation de température liée au frottement. Elle est obtenue par l'équation suivante :

$$L(t) \sim \sqrt{\alpha t} \quad \text{avec} \quad \alpha = \frac{\lambda}{C_p \rho} \quad (3.1)$$

t : temps (s)

α : coefficient de diffusion

λ : conductivité thermique ($237 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$)

C_p : chaleur massique spécifique ($897 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$)

ρ : masse volumique (2700 kg.m^{-3})

La longueur de diffusion instantanée (à $t=1 \text{ s}$) est de 9.9 mm sur la surface de la tôle au contact du poinçon. Cette valeur est d'un ordre de grandeur qui correspond aux observations réalisées sur la figure 3.1(a).

La partie suivante s'intéresse à l'influence de la vitesse de déplacement du poinçon et de la lubrification du contact tôle/poinçon sur l'élévation de la température lors de la mise en forme de tôle. Pour les deux études, le trajet du poinçon, illustré par la figure 3.2, est le même. Il consiste à effectuer quatre segments de 100 mm (deux aller-retour AB) en augmentant à chaque passage l'incrément vertical (Δz) de 4 mm. Ce trajet de chargement permet de voir l'évolution de la température en fonction du nombre d'incrément et de la hauteur d'embouti.

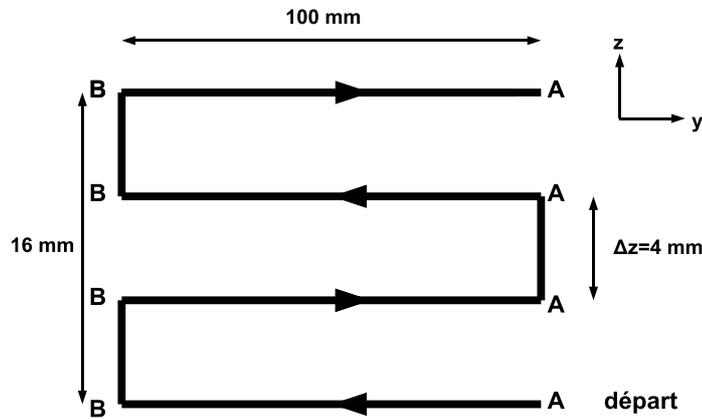


Figure 3.2 – Trajectoire du poinçon pour les des essais comparant les vitesses de déplacement du poinçon et l'influence de la lubrification

3.1.2 Influence de la vitesse de déplacement du poinçon sur l'élévation de la température

Deux vitesses de déplacement horizontal du poinçon sont utilisées (5 et 25 mm.s⁻¹). L'objectif est de comparer les températures maximales atteintes à la surface de la tôle en fonction de la vitesse de déplacement horizontal du poinçon. Les données présentés dans le tableau 3.1 ont été mesurés pour chaque passage du poinçon. La température indiquée est la température maximale relevée pour chaque incrément. L'indice de frottement est la moyenne du frottement lors du passage du poinçon à incrément constant.

Δz		influence vitesse	
		$V=5 \text{ mm.s}^{-1}$	$V=25 \text{ mm.s}^{-1}$
4 mm	température maximale	21.8°C	21.9°C
8 mm		22.5°C	24.0°C
12 mm		23.4°C	26.9°C
16 mm		25.1°C	34.2°C
Δz			
4 mm	indice de frottement moyen	0.233	0.180
8 mm		0.229	0.177
12 mm		0.274	0.258
16 mm		0.342	0.299

Tableau 3.1 – Influence de la vitesse de déplacement horizontal du poinçon sur l'élévation de la température de la tôle et sur l'indice de frottement

L'élévation de la vitesse entraîne une légère diminution des frottements mais une augmenta-

tion de la température. En théorie, une augmentation de l'indice de frottement devrait entraîner une augmentation de la température. Le phénomène inverse se produit ici. Plusieurs hypothèses pourraient expliquer ce phénomène :

- La première concerne la température, le poinçon se déplaçant plus vite, va revenir plus rapidement au contact de la même zone. Cela aura pour effet de laisser moins de temps à la tôle pour dissiper la chaleur, et donc d'obtenir sur cette zone une température plus élevée.
- L'autre hypothèse consiste à estimer que pour une vitesse plus élevée, le comportement de la graisse devient hydrodynamique, la lubrification entre la tôle et le poinçon devient ainsi meilleure ce qui expliquerait que l'indice de frottement diminue.

3.1.3 Influence de la lubrification entre la tôle et le poinçon sur l'élévation de la température lors de la mise en forme de tôle

Cette partie s'intéresse à l'influence de la lubrification entre la tôle et le poinçon sur l'élévation de la température lors de la mise en forme de tôle. Dans un cas, la tôle est lubrifiée à l'aide de graisse tandis que dans l'autre cas le poinçon en acier est directement au contact de la tôle en aluminium. La vitesse de déplacement du poinçon est de 25 mm.s^{-1} . La plupart des auteurs travaillent avec des vitesses de déplacement du poinçon comprises entre 16 et 25 mm.s^{-1} [JES 04] [FIL 05] [ATT 07] [AMB 07]. Les données présentées dans le tableau 3.2 sont comparées avec les résultats obtenus à partir d'un essai utilisant la même trajectoire de poinçon (cf. figure 3.2) et la même vitesse. Seules les conditions de contact poinçon/tôle sont différentes. Les résultats du tableau 3.2 présentent la température maximale atteinte à la surface de la tôle et l'indice de frottement pour deux essais avec et sans lubrification.

Δz		influence lubrification	
		sans	avec
4 mm	température maximale	24.2°C	21.9°C
8 mm		29.0°C	24.0°C
12 mm		39.8°C	26.9°C
16 mm		51.3°C	34.2°C
Δz			
4 mm	indice de frottement moyen	0.556	0.180
8 mm		0.643	0.177
12 mm		0.714	0.258
16 mm		0.794	0.299

Tableau 3.2 – Influence de la lubrification sur l'élévation de la température de la tôle

Sans lubrification, le frottement est plus important, le poinçon endommage la tôle et la chaleur atteinte est de 51.3°C . Ce cas de mise en forme est un cas critique que nous ne rencontrerons pas dans cette étude. Néanmoins, c'est pour ces cas critiques de formage que les températures atteintes seront les plus importantes. Cette température est mesurée sur une plaque peinte en noir. Le paragraphe suivant présente une méthode permettant de calculer la température théorique atteinte pour une tôle nue sans peinture.

3.1.4 Calcul de la température théorique d'une tôle sans peinture

L'objectif est de déterminer la température théorique atteinte pour une tôle nue sans peinture (émissivité de 0.1) dans un cas de mise en forme sans lubrification. La tôle est soumise à de la convection et du rayonnement [BIA 04]. Un modèle isotherme de régime stationnaire est choisi

afin de calculer la densité de flux (q) émis par la tôle. Dans un premier temps la densité de flux est calculée pour une plaque noire dont l'émissivité est égale à 0.91. La loi de Newton est utilisée :

$$q = \frac{\phi}{S} = h_c(T_\infty - T_{ref}) + \epsilon\sigma(T_\infty^4 - T_{ref}^4) \quad (3.2)$$

ϕ : flux émis par la tôle (convection + rayonnement) (W)

S : surface de la tôle ($0.4 \times 0.4 \text{ m}^2$)

σ : constante de Stefan-Boltzmann ($5.67 \times 10^{-8} \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-4}$)

T_∞ : 51.3°C température maximale atteinte

T_{ref} : 20.9°C

ϵ : émissivité (0.91)

h_c : coefficient d'échange thermique

h_c peut s'exprimer de façon simple à l'aide de l'équation 3.3 issue de la littérature [CAB 89] pour le cas d'une plaque considérée comme horizontale et dissipant par la surface du haut (qui est non confinée).

$$h_c = 1.32 \left(\frac{T_\infty - T_{ref}}{L} \right)^{0.25} \approx 3.9 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1} \quad (3.3)$$

L : longueur caractéristique (0.4 m)

A partir de l'équation 3.2 et des données précédentes, la densité de flux est calculée et est égale à 1896 W.m^{-2} . La température théorique atteinte pour une tôle nue est donc obtenue à partir de cette valeur de densité de flux et en modifiant la valeur de l'émissivité pour une tôle nue ($\epsilon=0.1$) dans l'équation 3.2. La température atteinte pour un essai sans lubrification est donc de 86°C.

3.1.5 Conclusion sur l'étude de la diffusion de la chaleur lors d'un essai de formage incrémental

Dans le cas le plus défavorable d'une mise en forme sans lubrification, la température théorique maximale de la surface de la tôle opposée au poinçon est d'environ 86°C à un instant donné. Cette température peut être légèrement supérieure sur la surface inférieure de la tôle au contact du poinçon. Comme on s'y attendait, les résultats montrent bien que la température atteinte ne justifie pas l'utilisation d'un modèle de comportement de l'aluminium élasto-viscoplastique pour modéliser le procédé de formage incrémental [VAN 07] [OLE 07] [DEJ 07]. La conductivité thermique des alliages d'aluminium est élevée. Pour des métaux dont la conductivité thermique est plus faible, la dissipation de la chaleur est moins importante ce qui peut entraîner des températures plus élevées.

Les sections suivantes s'intéressent aux différentes méthodes de mise en forme ainsi qu'à l'influence des paramètres procédés sur les efforts et les déformations générées lors d'essais de formage incrémental.

3.2 Présentation du formage positif et du formage négatif

Dans le chapitre bibliographique, Jeswiet et al. [JES 05] ont montré qu'il existait plusieurs méthodes de mise en forme en formage incrémental comme l'illustre la figure 3.3. Parmi les quatre méthodes illustrées, on distingue : les formages positif et négatif définis par Park et al. [PAR 03]. Le formage positif consiste à former de l'intérieur vers l'extérieur contrairement au formage négatif où la pièce est formée de l'extérieur vers l'intérieur. Le formage positif est associé au formage incrémental deux points (TPIF) comme le montre la figure 3.3 (b), (c) et (d), tandis que le formage négatif est utilisé en formage incrémental un point (SPIF) comme l'illustre la figure 3.3 (a).

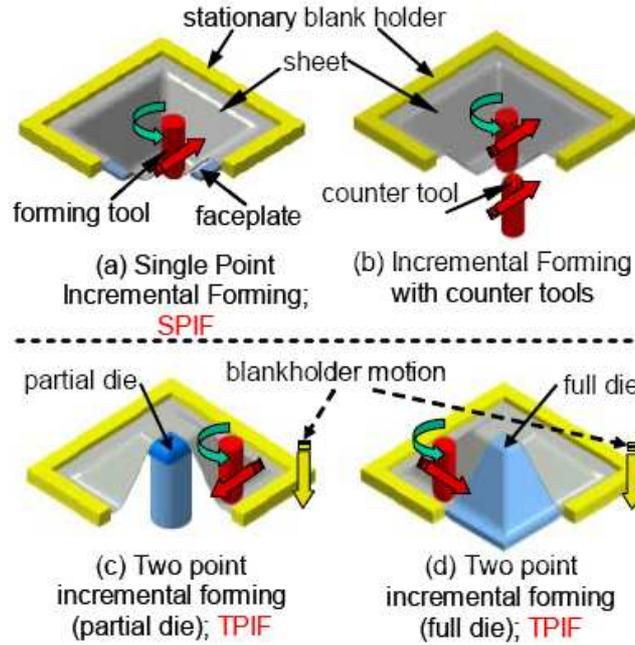


Figure 3.3 – Principaux procédés de formage incrémental [BAM 03]

Dans le cadre du SPIF, le formage positif défini sous sa forme habituelle ne peut être utilisé. Néanmoins, l'idée de former une pièce de l'intérieur vers l'extérieur à partir d'un seul point de contact est abordée. L'appellation formage positif est conservée pour ce type de mise en forme de l'intérieur vers l'extérieur. Ainsi, dans le cas de troncs de cône, en formage négatif le poinçon forme des disques de plus en plus petits en partant de l'extérieur vers l'intérieur, du cercle 1 au cercle 5, comme l'illustre la figure 3.4. En formage positif il est nécessaire de commencer par l'intérieur. Le poinçon ne forme plus des cercles mais des anneaux constitués de plusieurs cercles comme l'illustre la figure 3.5.

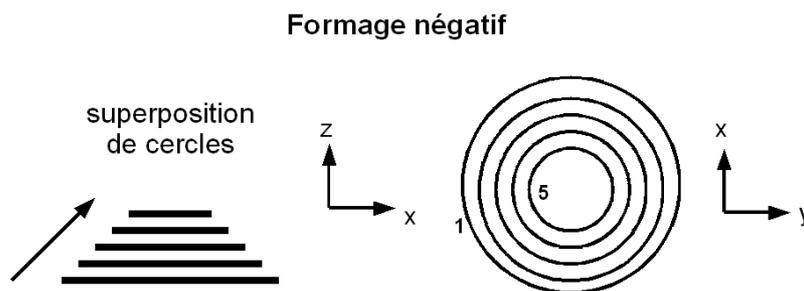


Figure 3.4 – Principe du formage négatif

A chaque incrément vertical (Δz) un nouveau groupe de cercles successifs est formé, appelé dans la suite "anneau" et non plus un cercle comme en formage négatif. Pour passer d'un anneau à un autre, Δz augmente, et le cercle de plus grand diamètre constituant l'anneau précédent n'est plus formé. Ces anneaux seront de plus en plus petits en fonction de l'augmentation du nombre de Δz . La forme de la pièce est donc une superposition d'anneaux de diamètre extérieur différent mais de diamètre intérieur identique comme l'illustre la figure 3.6. Le poinçon commence toujours par former le diamètre intérieur de l'anneau. Dans le cadre de cet essai de formage positif, contrairement au formage négatif, le poinçon passe plusieurs fois au même endroit. Dans les deux cas, la mise en forme commence par le cercle (formage négatif) ou l'anneau (formage positif) le

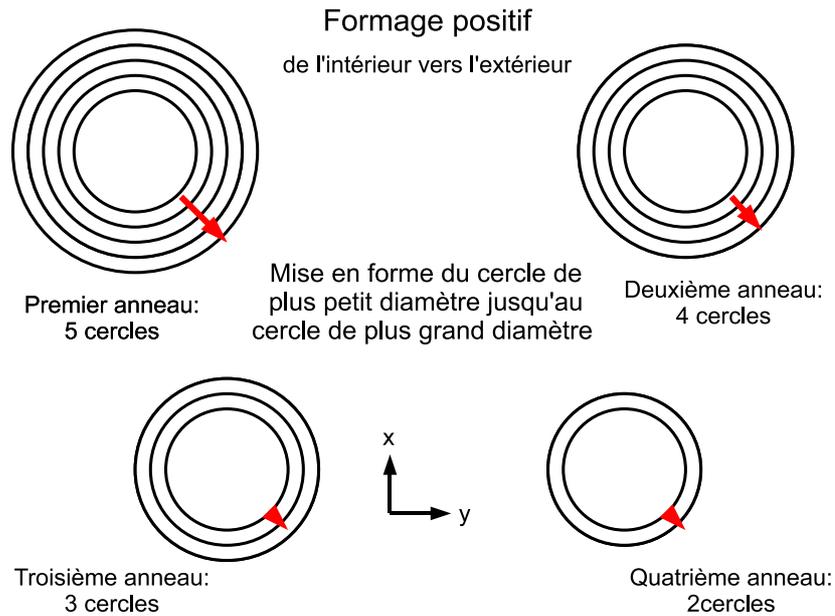


Figure 3.5 – Formation des anneaux en formage positif

plus grand. La zone supérieure de la tôle n'est jamais en contact avec le poinçon.

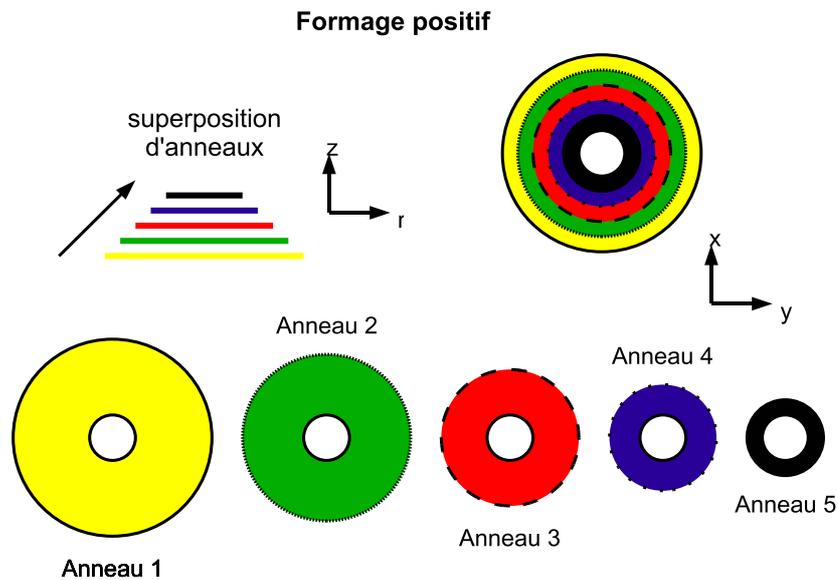


Figure 3.6 – Principe du formage positif

Afin d'étudier et de comparer ces deux méthodes de mise en forme, deux troncs de cône ont été réalisés. L'incrément vertical du poinçon (Δz) est de 0.5 mm tandis que l'incrément horizontal ou dans le cas d'un cône l'incrément radial ($\Delta x = \Delta y = \Delta r$) est de 0.25 mm, soit un angle de mise en forme de 63.5° comme l'illustre la figure 3.7. Le diamètre extérieur ou diamètre de la base du tronc de cône est de 150 mm.

Pour les deux pyramides réalisées, la stéréo-corrélation est utilisée et permet ainsi d'analyser les champs de déplacements et de déformations obtenus pour les deux stratégies de mise en forme. De plus, le capteur d'efforts du pilote SPIF permet également de comparer les efforts nécessaires à la mise en forme de ces deux troncs de cône.

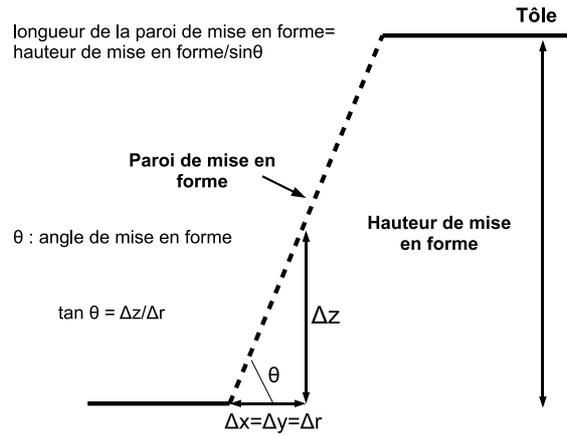


Figure 3.7 – Présentation de l'angle de mise en forme

3.2.1 Mise en forme par formage négatif

Le poinçon commence par déformer l'extérieur de la tôle (c'est-à-dire vers les bords de la tôle) puis finit par déformer son centre. Dans le cas d'un tronc de cône, le poinçon effectue une succession de cercles de plus en plus petits. La figure 3.8 montre la forme du tronc de cône pour un déplacement vertical du poinçon de 19 mm juste avant la rupture de la pièce survenue lors de la formation du cercle à $z=19.5$ mm. L'incrément vertical étant de 0.5 mm, le tronc de cône formée est constituée de 38 cercles. Le diamètre du disque consistant la surface supérieure non déformée du tronc de cône est d'environ 130 mm. La taille du subset est de 19 pixels et la taille de la ZCε (Zone de Calcul de la Déformation) est de 15 pixels pour un grossissement de 1.338 mm par pixel.

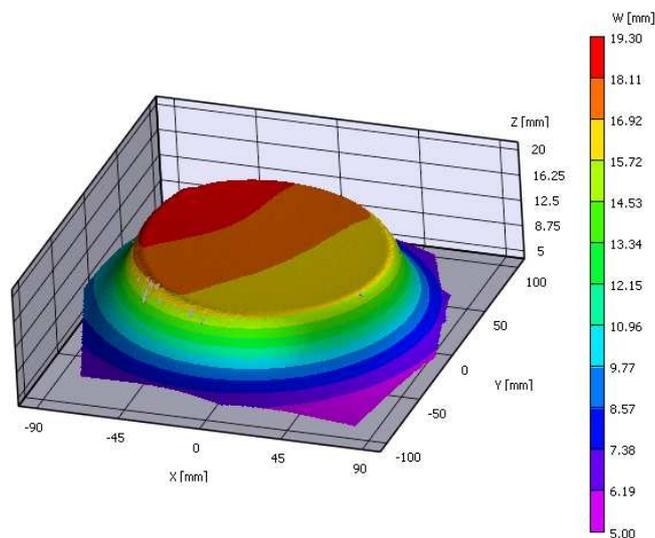


Figure 3.8 – Forme du tronc de cône mis en forme négativement juste avant rupture

La figure 3.9 montre les champs de déformations maximales (a) et minimales (b) de la pièce juste avant rupture. Le maximum de la déformation principale maximale est proche de 24% tandis que le minimum de la déformation principale minimale est d'environ -5%. Ces deux champs de déformations confirment que la surface supérieure du tronc de cône n'est pas au contact du poinçon car la déformation est nulle. La déformation est très localisée, un gradient est situé sur les zones déformées par le poinçon. Les résultats des figures 3.10, 3.11, 3.12, 3.14 et 3.13 s'intéressent plus précisément à cette zone déformée.

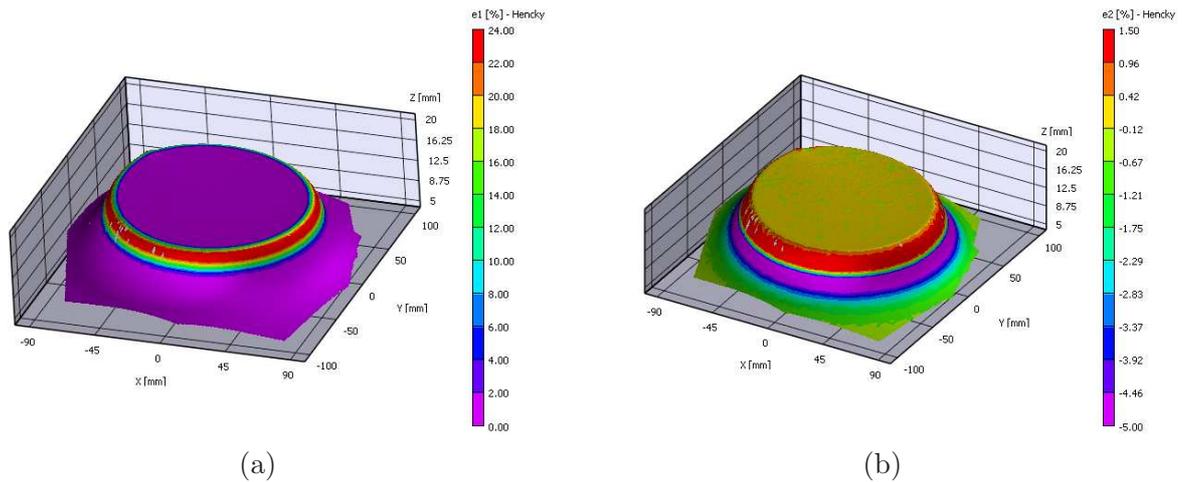


Figure 3.9 – Déformations principales d’Hencky (en %) maximales, ε_1 (a) et minimales, ε_2 (b)

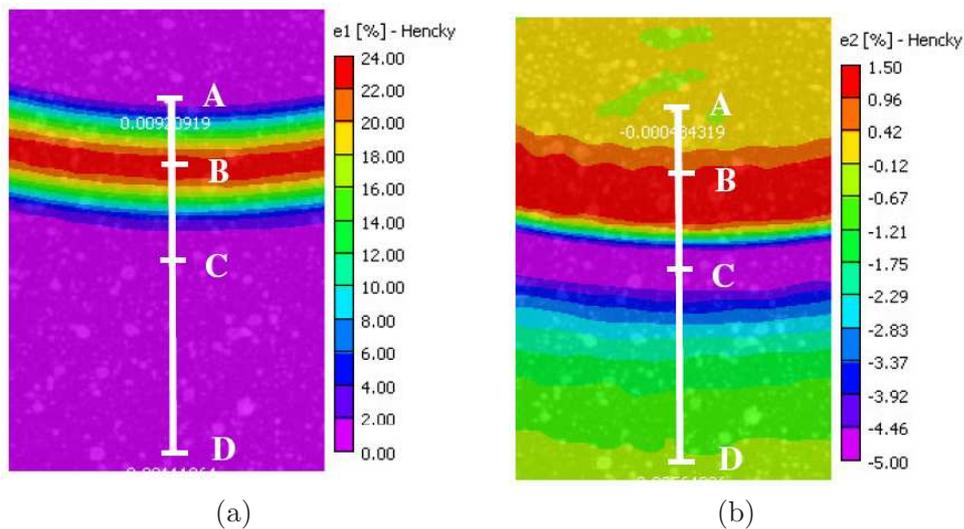


Figure 3.10 – Localisation du profil étudié sur les cartographies de déformations principales maximales (a) et minimales (b)

L’évolution du profil le long du gradient de déformation au cours de la mise en forme de la pièce est présentée sur les figures 3.11 et 3.12. La localisation du profil examiné est présentée sur la figure 3.10. Le profil mesure 40 mm (segment AD) ce qui englobe le gradient de déformation principale minimale. La longueur de la paroi de mise en forme est de 21 mm (cf. figure 3.7).

La figure 3.11 confirme que les déformations principales maximales sont très localisées. Le pic de déformation de chaque cercle formé se déplace du bas de tronc de cône vers le haut au cours de la mise en forme de la pièce (du point C vers le point B). Cette observation montre bien que le poinçon forme la pièce de l’extérieur vers l’intérieur. La figure 3.12 présente, le long du profil étudié, des déformations principales minimales positives (point B) et négatives (point C). La tôle subit donc différentes sollicitations mécaniques. L’évolution des déformations au cours de la mise en forme de différentes zones caractéristiques de la tôle est ainsi étudiée afin de mieux comprendre les sollicitations mécaniques qu’elles rencontrent. La localisation de ces différentes zones est présentée sur la figure 3.13.

La figure 3.14 montre l’évolution des déformations principales maximales en fonction des déformations principales minimales au cours de la mise en forme du tronc de cône et de ses

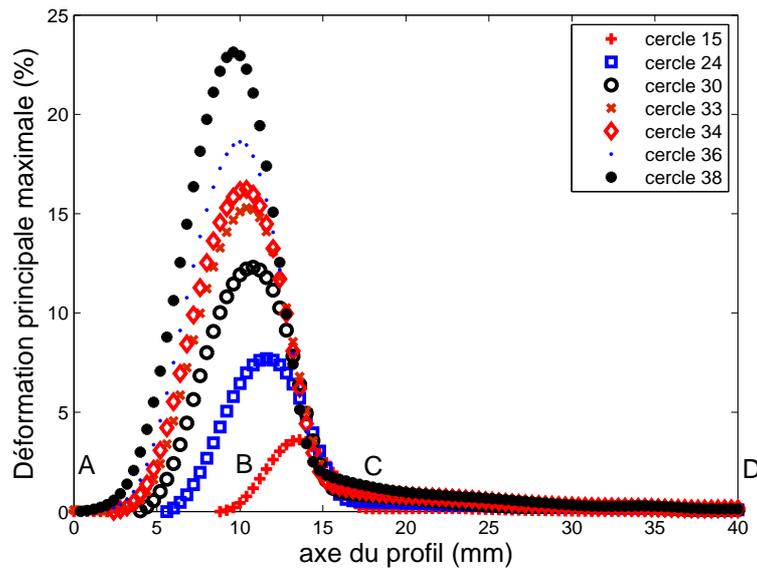


Figure 3.11 – Evolution de la déformation principale maximale le long du profil en formage négatif

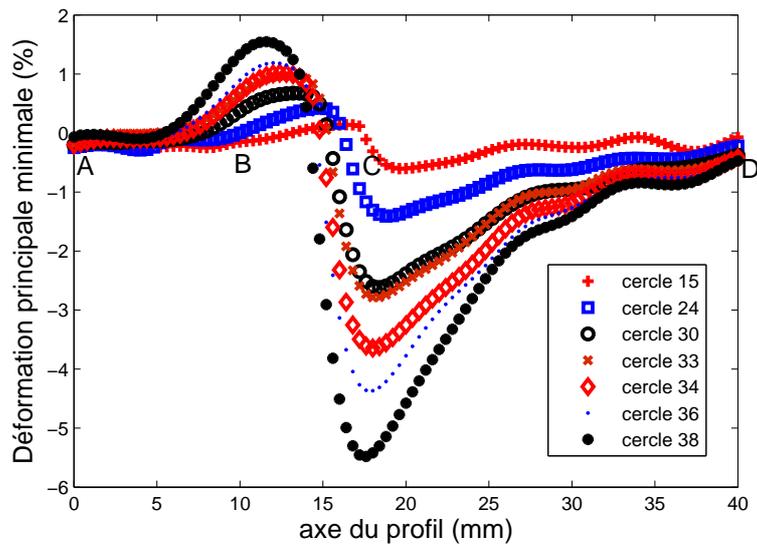


Figure 3.12 – Evolution de la déformation principale minimale le long du profil en formage négatif

38 cercles formés. Deux tendances se dessinent, la première est constituée des zones 1, 2 et 3, les déformations se situent dans le domaine de traction large (ε_2 proche de 0), la seconde est composée des zones 4 et 5, plus proches du domaine de traction standard (ε_2 négatif). Les valeurs négatives des déformations principales minimales (ε_2) les plus importantes sont localisées dans la zone 4 qui se situe à la base du tronc de cône. La tôle y subit une flexion, ce qui explique que la face supérieure de la tôle dans cette zone soit soumise à de la compression tandis que la face inférieure devrait subir de la traction (non visualisée par les caméras). La zone 5 correspond à une sollicitation en traction. La stéréo-corrélation à travers les champs de déformations obtenues permet ainsi de comprendre les différentes sollicitations mécaniques que subit la tôle lors de la mise en forme d'un tronc de cône ainsi que la localisation de ces déformations. L'étape suivante consiste à former le même tronc de cône en formage positif comme illustrée sur la figure 3.5.

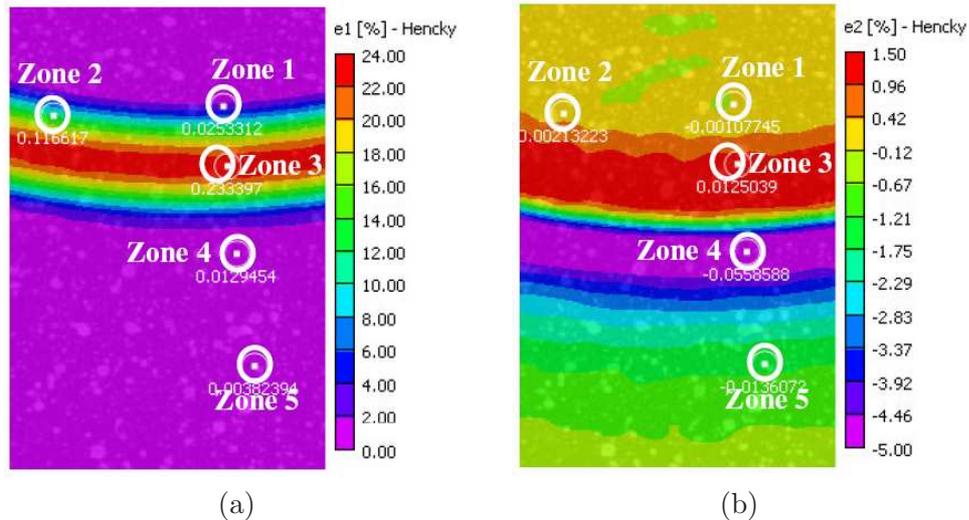


Figure 3.13 – Localisation des différentes zones caractéristiques de la tôle

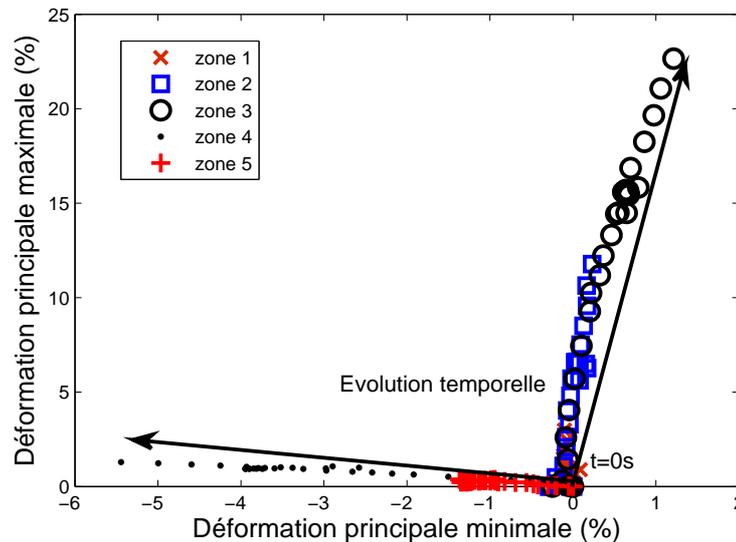


Figure 3.14 – Evolution des déformations au cours de la mise en forme négative du tronc de cône

3.2.2 Mise en forme par formage positif et comparaison des deux méthodes

La pièce formée a les mêmes dimensions théoriques que dans le cas du formage négatif, mais le principe de mise en forme est différent de la méthode négative. Le poinçon se déplace dans ce cas du centre de la tôle vers les bords. Des anneaux de plus en plus petits sont formés. Une des principales différences entre les deux méthodes de mise en forme concerne le temps. En effet, en formage négatif, le poinçon effectue 38 cercles tandis qu'en formage positif, il réalise 38 anneaux correspondant au final à 741 cercles de différents diamètres. La durée de mise en forme du tronc de cône en formage négatif est d'environ 10 minutes soit en moyenne 16 s par cercle formé. En utilisant les incréments utilisés précédemment ($\Delta z=0.5$ mm et $\Delta r=0.25$ mm), la durée de mise en forme en formage positif est de 11856 s soit environ 3h et 20 minutes. La durée de mise en forme en formage positif un point est donc vingt fois plus longue qu'en formage négatif.

La figure 3.15 montre la forme du tronc de cône obtenue en formage positif pour un déplacement vertical du poinçon de 19 mm. Contrairement à la pièce formée en négatif, pour une même

profondeur d'embouti celle-ci ne s'est pas fissurée ce qui confirme les observations de Park, à savoir que le formage positif permet de faire des emboutis plus profonds [PAR 03]. La rupture de la pyramide est intervenue pour un déplacement vertical du poinçon de 25 mm soit environ 6 mm de plus qu'en formage négatif. Du fait que le tronc de cône négatif est rompu, aucune image de la pièce après mise en forme c'est à dire après retour élastique n'est disponible. Sur toutes les images prises lors de la mise en forme, le contact du poinçon sur la tôle est visible, il est donc difficile de comparer les formes des troncs de cône positives et négatives à partir de la mesure de champs. Les formes virtuelles déduites à partir des trajectoires du poinçon enregistrées par le pilote SPIF au cours de l'essai sont, comme prévues, identiques.

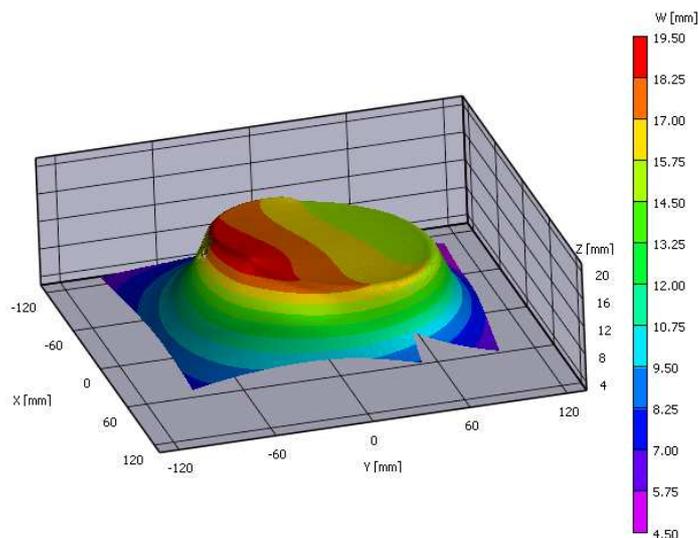


Figure 3.15 – Forme du tronc de cône mise en forme positivement

La figure 3.16 montre les champs de déformations maximales (a) et minimales (b) de la pièce après mise en forme ($z=19$ mm). Le maximum de la déformation principale maximale est proche de 21% tandis que le minimum de la déformation principale minimale est d'environ -4.5%. Ces déformations obtenues à partir du tronc de cône positif sont plus faibles (environ 10%) que dans le cas du tronc de cône négatif. Cependant comme pour le cas précédent, la déformation est très localisée. Les figures 3.17 et 3.18 s'intéressent à ce gradient de déformation.

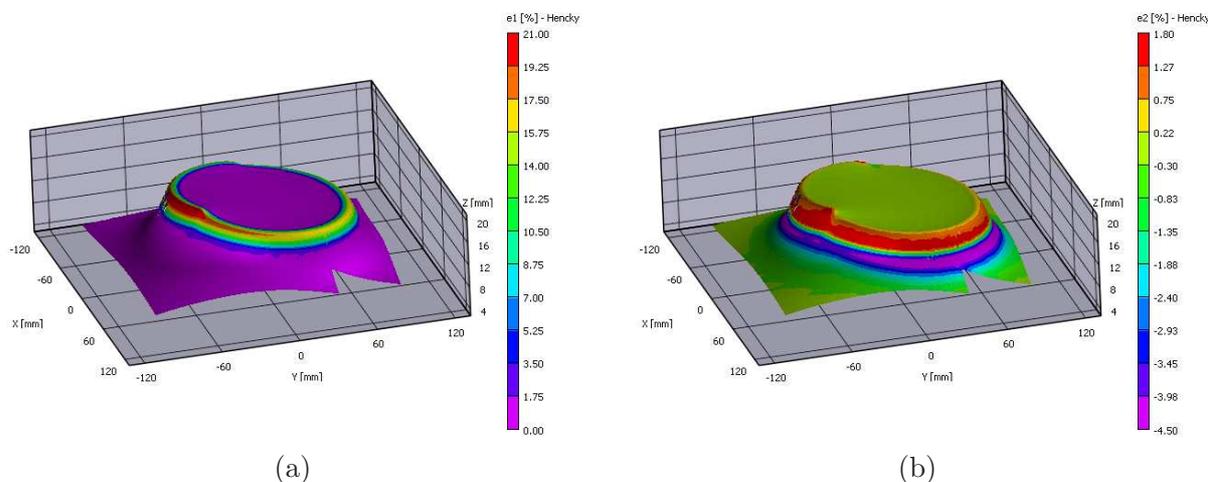


Figure 3.16 – Déformations principales d'Hencky (en %) maximales, ϵ_1 (a) et minimales, ϵ_2 (b)

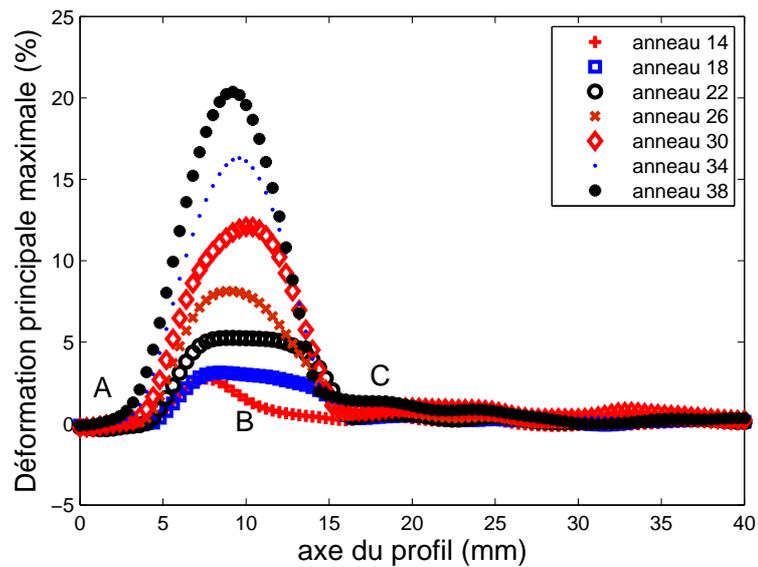


Figure 3.17 – Evolution de la déformation principale maximale le long du profil en formage positif

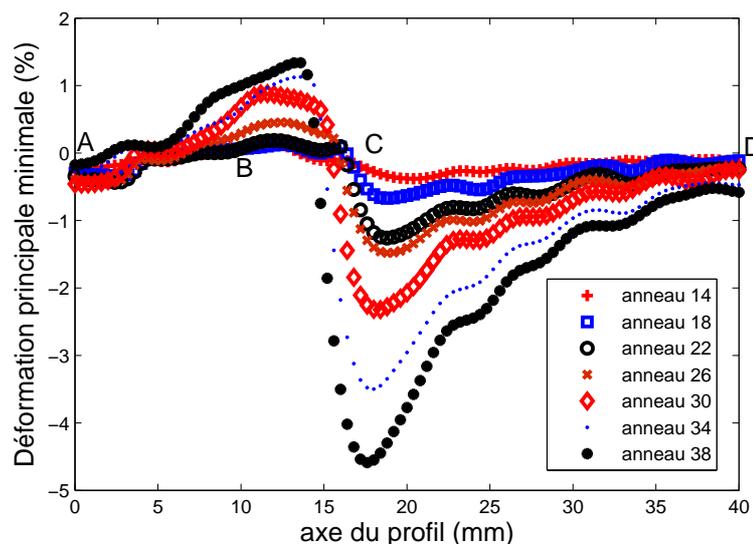


Figure 3.18 – Evolution de la déformation principale minimale le long du profil en formage positif

Les figures 3.17 et 3.18 présentent les déformations principales maximales et minimales le long du même profil que lors de la mise en forme négative qui est localisé sur la figure 3.10. La principale différence, outre des déformations faibles, est la localisation des pics de déformations de la figure 3.17. Contrairement au tronc de cône négatif, les pics se déplacent du haut du tronc de cône vers le bas (du point A vers le point B), même si dans les deux cas le pic du dernier cercle ou anneau est situé au niveau du point B. Cela confirme que la mise en forme positive s'effectue de l'intérieur vers l'extérieur. La figure 3.18 présente des déformations principales minimales (ε_2) positive et négative suivant les zones étudiées. La figure 3.19 compare l'évolution des déformations au cours de l'essai pour les deux méthodes de mise en forme pour les zones 3 et 4 dont la localisation est présentée sur la figure 3.13. Les chemins de déformations sont identiques dans les deux cas, mais les valeurs de déformations atteintes en formage positif sont plus faibles (environ 10 %) que celles atteintes en formage négatif. Cette observation est confirmée par la figure 3.20 qui compare les déformations principales maximales obtenues pour chacune des deux méthodes en fonction des

déformations principales minimales. L'ensemble des points de l'image corrélée correspondant à un déplacement vertical du poinçon de 19 mm y est représenté.

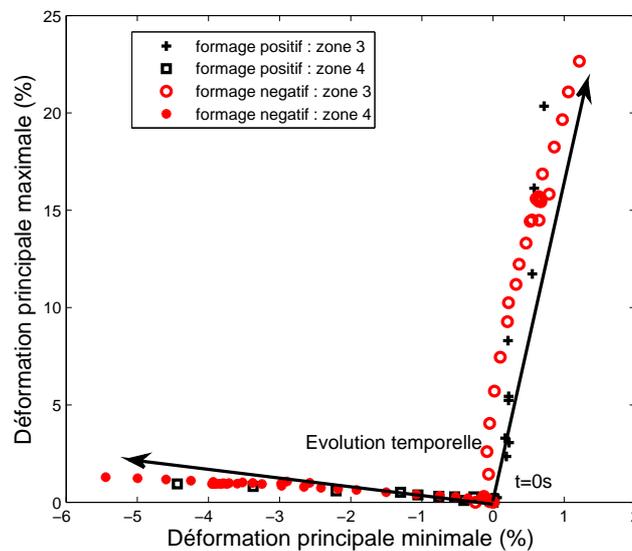


Figure 3.19 – Comparaison pour les deux méthodes de mise en forme de l'évolution des déformations au cours de l'essai

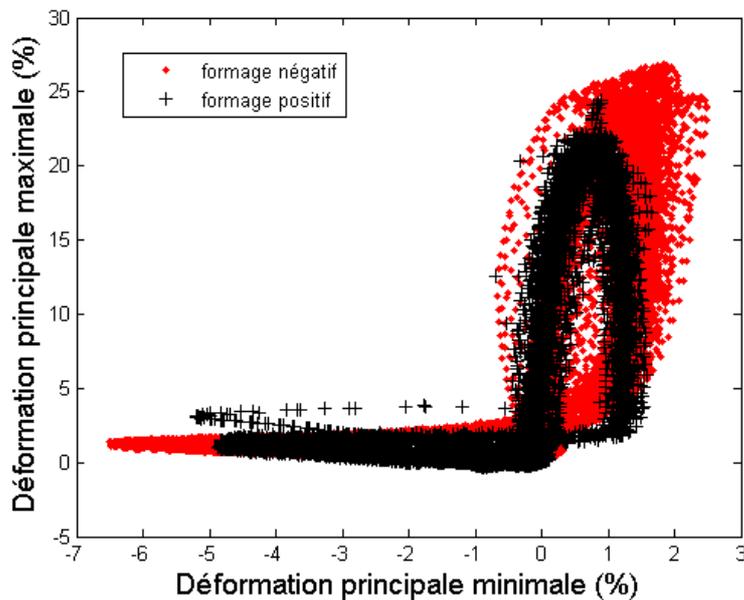


Figure 3.20 – Comparaison des déformations principales maximales en fonction des déformations principales minimales (%) entre le formage positif et négatif

Ces résultats montrent que pour les deux cas de mise en forme, la tôle subit des sollicitations mécaniques de traction large, de traction et de flexion (compression et traction). Le formage positif permet d'améliorer la formabilité des tôles mais la durée de mise en forme est beaucoup plus longue (dans notre cas 20 fois plus longue).

Les données obtenues à partir du capteur de forces du pilote SPIF lors des deux essais de mise en forme des troncs de cône sont maintenant examinées.

La figure 3.21 compare l'évolution de l'effort vertical (a) et horizontal (b) pour les mises en forme positive et négative. Le temps en abscisse est un temps normalisé, 0 correspond au début de l'essai et 1 à la fin, car comme montré précédemment, la durée de mise en forme positive est plus importante que celle en formage négatif. L'effort horizontal choisi est F_x car un tronc de cône étant une pièce axisymétrique, l'évolution de F_x est la même que celle de F_y (au signe près). Dans les deux cas, les efforts mis en jeu en formage positif sont légèrement plus faibles qu'en formage négatif (environ 20% pour les efforts horizontaux et entre 5 et 35% pour les efforts verticaux). Les paliers observés sur la figure 3.21 (a) correspondent justement à la mise en forme des anneaux du formage positif. A chaque passage, le poinçon entre en contact avec une zone déjà écrouie au passage précédent ce qui peut expliquer la chute de l'effort observée lors de la formation de l'anneau illustrée par la figure 3.22.

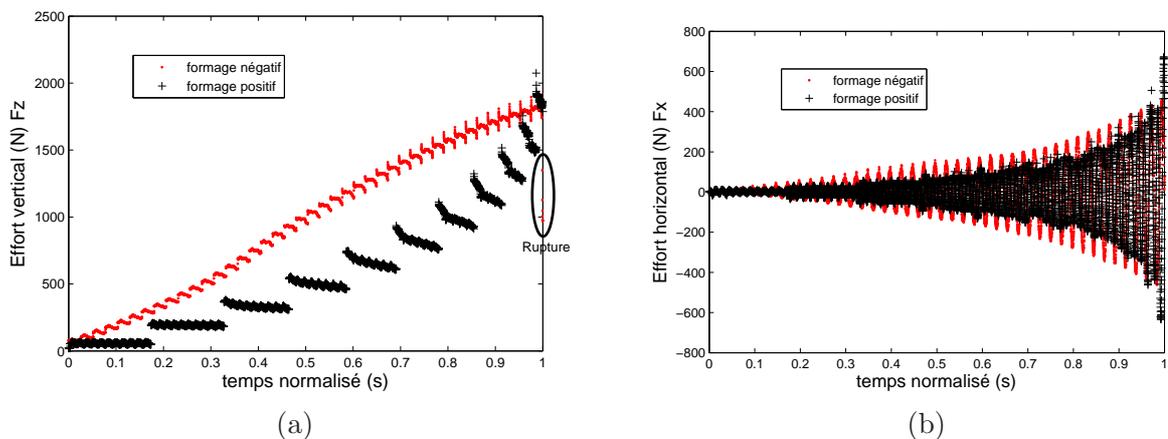


Figure 3.21 – Comparaison des efforts verticaux (a) et horizontaux (b) pour les mises en forme positives et négatives.

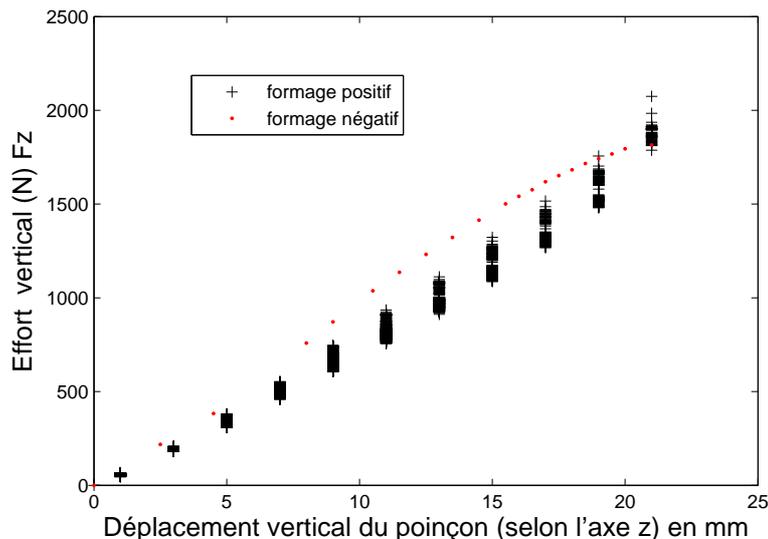


Figure 3.22 – Comparaison entre le formage positif et négatif de l'évolution de la force en fonction du déplacement vertical du poinçon

La figure 3.23 montre l'évolution de l'indice de frottement au cours des essais. Dans chaque cas, cet indice se stabilise autour d'une valeur de 0.2 et augmente rapidement dans les instants

précédents l'amorçage de la fissure (dans le cas du formage négatif).

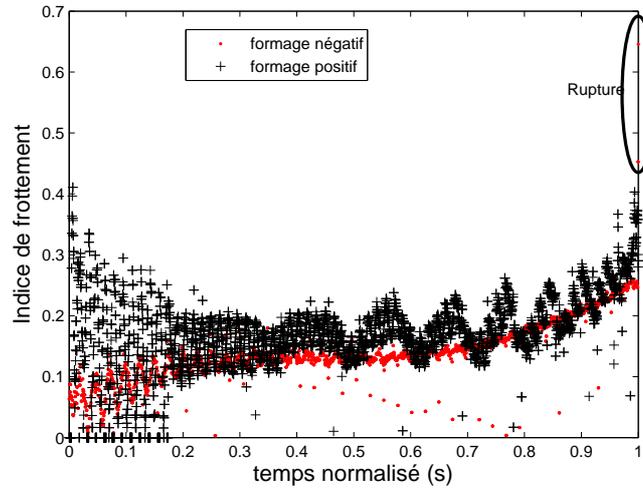


Figure 3.23 – Evolution de l'indice de frottement en fonction du temps

3.2.3 Bilan sur les deux méthodes de mise en forme : positif et négatif

L'étude de la cartographie des déformations des troncs de cône a permis de comprendre les sollicitations mécaniques subies par la tôle lors d'essais de formage incrémental un point. Ces sollicitations sont diverses, la tôle subit de la traction, de la traction large et de la flexion (traction/compression). Au cours de la mise en forme, une même zone de la tôle peut rencontrer plusieurs sollicitations différentes.

Une même pièce peut être formée par deux stratégies différentes de mise en forme. Ces essais confirment, grâce aux champs de déformations, qu'une mise en forme de l'intérieur vers l'extérieur (formage positif) améliore la formabilité des tôles. Il est donc possible en modifiant uniquement la trajectoire du poinçon d'obtenir des niveaux de déformations différents. De plus, les efforts mis en jeu en formage positif sont plus faibles qu'en formage négatif. Cependant, le principal défaut du formage positif est sa durée de mise en œuvre (environ vingt fois supérieure au formage négatif). Le fait également que le poinçon passe plusieurs fois sur un même endroit de la tôle peut générer des problèmes de lubrification.

La partie suivante est une analyse de quelques paramètres procédés du formage incrémental. Les influences de la taille des incréments verticaux (Δz) et de la trajectoire du poinçon seront étudiés successivement.

3.3 Analyse des paramètres procédés

L'objectif de cette partie est d'étudier l'influence de la taille des incréments verticaux et du sens de formage sur la formabilité des tôles. Dans la première partie sur la taille des incréments verticaux, une même pièce finale est formée. Uniquement la taille de l'incrément vertical varie d'un essai à l'autre. Les efforts et les champs de déformations sont étudiés.

L'autre partie consiste à analyser l'influence du sens de mise en forme alterné sur la formabilité. En effet, à chaque passe de mise en forme, le déplacement du poinçon dans un sens unique ou dans un sens alterné pourrait favoriser la création de structure interne de dislocations différentes.

3.3.1 Présentation des essais

3.3.1.1 Taille des incréments verticaux

La forme finale est une pièce de longueur 50 mm (le long de l'axe y), de hauteur 16 mm et de largeur égale au diamètre du poinçon. Les essais ont été réalisés aux quatre coins de la même tôle. Une symétrie est respectée pour que chaque essai soit réalisé dans les mêmes conditions expérimentales (cf. figure 3.24).

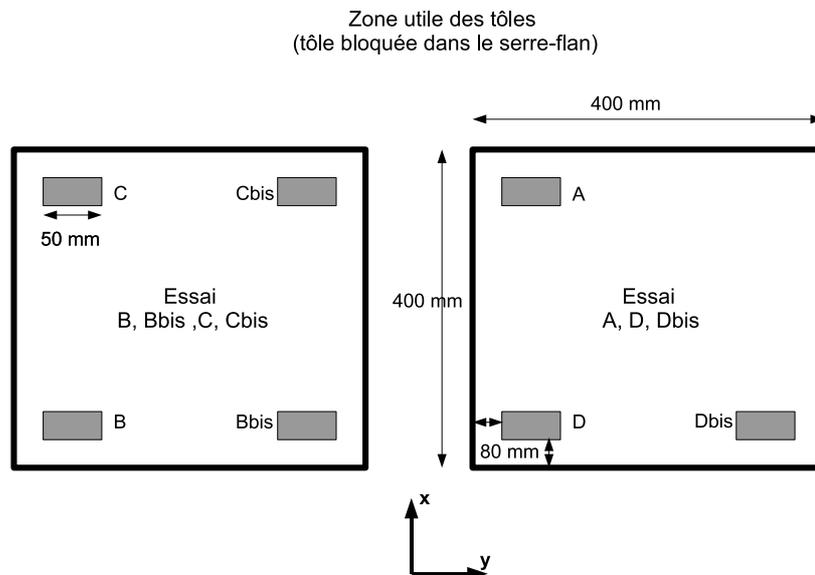


Figure 3.24 – Position des essais sur une tôle

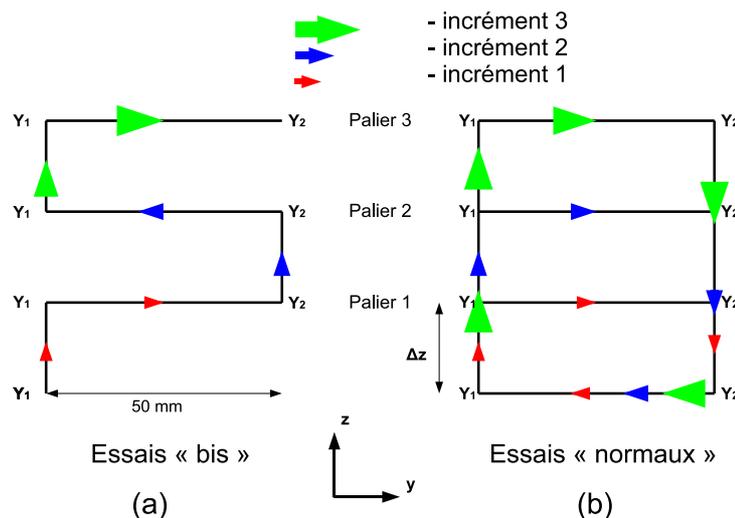


Figure 3.25 – Schéma des deux principes de mise en forme

Le tableau 3.3 présente les caractéristiques de chaque essai. Les essais B/Bbis, C/Cbis et D/Dbis ont le même nombre d'incrément. La trajectoire du poinçon pour former ces paliers est différente et est expliquée par la figure 3.25 pour trois incréments verticaux.

Dans le cas (a), correspondant aux essais Bbis, Cbis et Dbis, le poinçon reste toujours au contact de la tôle. Il part du point Y_1 vers le point Y_2 pour former un palier puis se déplace verticalement d'un incrément (Δz) et forme un nouveau palier du point Y_2 vers le point Y_1 et ainsi de suite en fonction du nombre d'incréments. Dans ce cas, le sens de déplacement du poinçon est alterné.

Dans le cas (b), correspondant aux essais A, B, C et D, le poinçon redescend après chaque palier et n'est plus au contact de la tôle. Un palier est toujours formé du point Y_1 vers le point Y_2 .

Essai	Nombre d'incréments	Taille des incréments (mm)
A	1	16
B	4	4
C	10	1.6
D	40	0.4
Bbis	4	4
Cbis	10	1.6
Dbis	40	0.4

Tableau 3.3 – Présentation des caractéristiques de chaque essai

La partie suivante présente les essais permettant d'analyser l'influence du sens de déplacement du poinçon.

3.3.1.2 Influence du sens de rotation

Deux troncs de cône de géométries finales identiques ont été mis en forme par formage positif. Ces troncs de cône sont formés de dix anneaux de plus en plus petits, d'incrémentaux verticaux et horizontaux égaux à 2 mm de façon à obtenir un angle de mise en forme de 45° . Le diamètre initial est de 60 mm. Dans un cas, la trajectoire circulaire du poinçon est alternée successivement : dans le sens horaire puis dans le sens trigonométrique successivement (cf. figure 3.26 (a)). Dans l'autre cas, la trajectoire circulaire du poinçon pour former ces cinq anneaux est réalisée dans le sens direct (cf. figure 3.26 (b)). L'objectif est d'étudier l'influence de la trajectoire du poinçon sur la formabilité des tôles. Dans les deux cas la rupture est apparue lors de la formation du dernier anneau ($z=20$ mm).

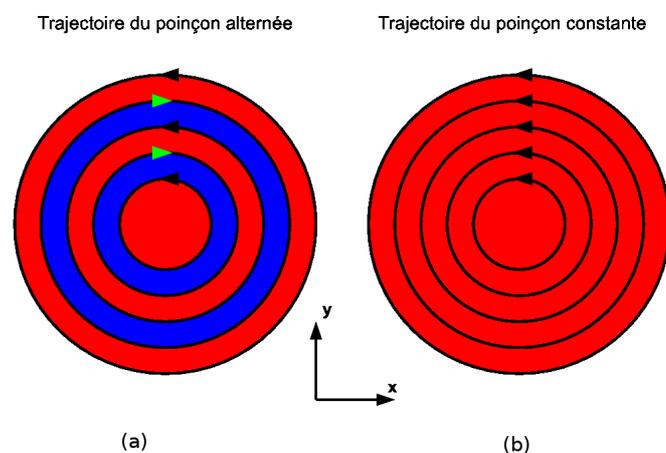


Figure 3.26 – Présentation des trajectoires de mise en forme des deux troncs de cône

Après avoir présenté l'ensemble des essais réalisés, l'analyse de leurs résultats est abordée en commençant par l'influence de la taille des incréments verticaux.

3.3.2 Influence de la taille des incréments verticaux

Avant d'évaluer l'impact de la taille des incréments verticaux, une analyse approfondie de l'essai B ($\Delta_z=4$ mm) est effectuée.

3.3.2.1 Analyse de l'essai B

La figure 3.27 montre la trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai B. Les déplacements selon les axes Y et Z en fonction de la durée de mise en forme de l'essai sont présentés. Le déplacement selon l'axe X est nul pendant cet essai. La formation des paliers correspond à des déplacements constants selon l'axe X et des déplacements de 50 mm selon l'axe Y. La figure 3.27 montre bien qu'après chaque palier le poinçon redescend jusqu'à $Z=0$ et que la mise en forme selon l'axe Y s'effectue toujours du point Y_1 au point Y_2 .

La figure 3.28 montre la trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai Bbis. Ici le poinçon reste toujours au contact de la tôle et que les paliers sont formés de façon alternés de Y_2 vers Y_1 puis de Y_1 vers Y_2 . La mise en forme de l'essai Bbis dure 47s ce qui est deux fois moins que la mise en forme de l'essai B (95s).

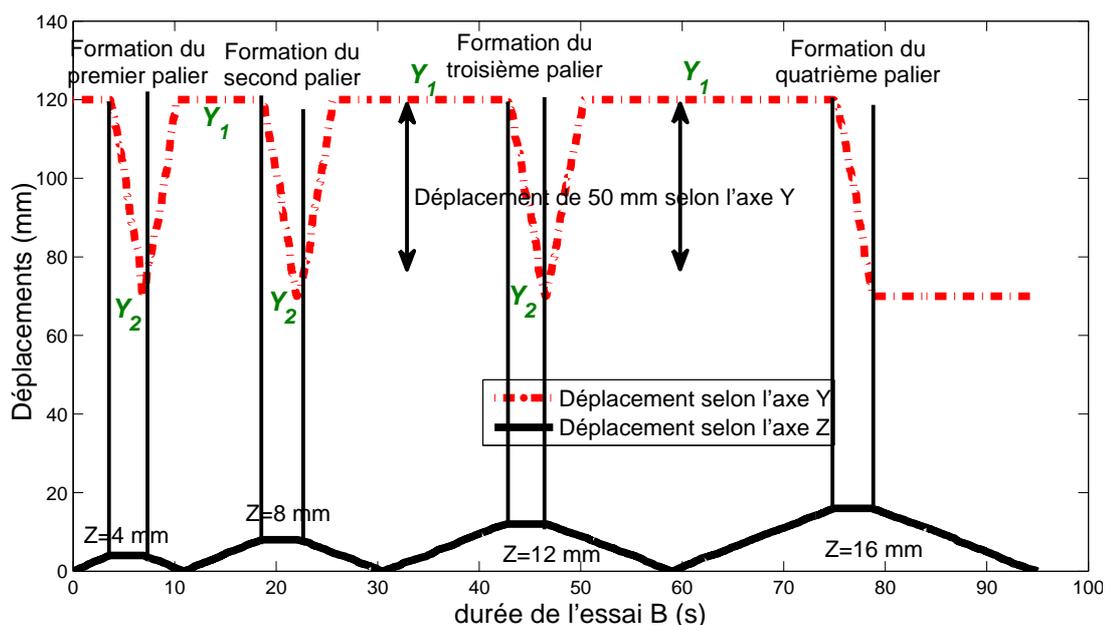


Figure 3.27 – Trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai B

La figure 3.29 montre l'évolution des efforts générés pendant la mise en forme de l'essai B. Plus la hauteur de l'embouti est importante, plus les efforts mis en jeu sont importants. L'effort vertical est noté F_z tandis que les efforts horizontaux (dans le plan de la tôle) sont notés F_x et F_y . Les pics de la courbe F_z correspondent à la fin du déplacement selon l'axe z et donc au début du déplacement selon l'axe y, ce qu'illustre également l'augmentation brusque de F_y . Du fait de la position des essais sur la tôle (situés dans les coins de la tôle), F_x apparaît lors de la mise en forme. Son pic correspond également au pic de F_z et correspond à la réaction du serre-flan sur le déplacement vertical et horizontal. Cet effort apparaît également lors de la mise en forme de l'essai Bbis comme le montre la figure 3.30. La valeur de F_z lors de la mise en forme du dernier palier ($z=16$ mm) pour les deux types de trajectoires est du même ordre de grandeur, environ

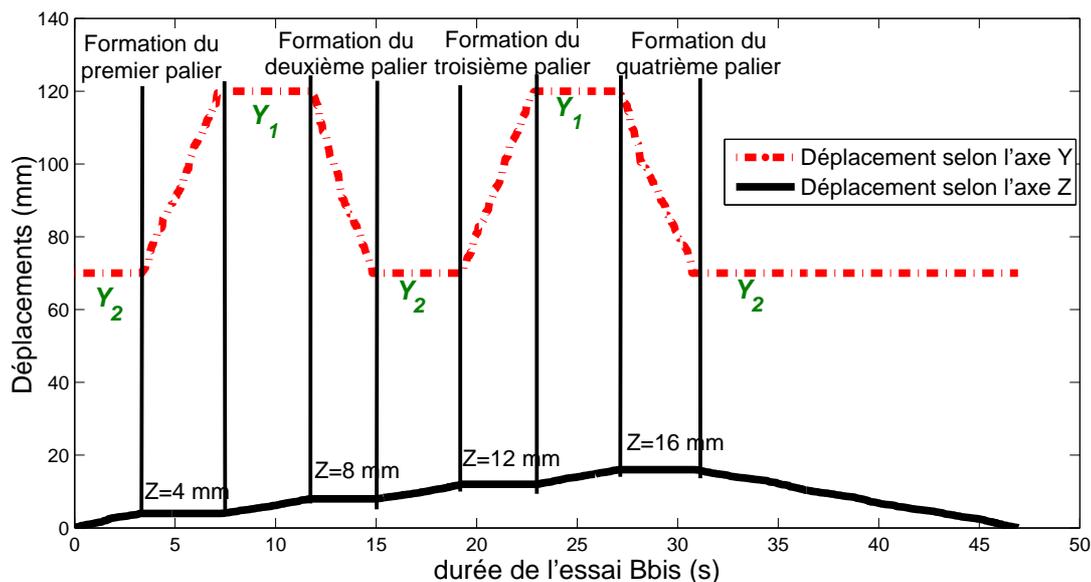


Figure 3.28 – Trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai Bbis

2500 N. Dans le cas de l'essai Bbis, le poinçon reste en permanence au contact de la tôle ce qui se traduit par une valeur de l'effort vertical (F_z) qui ne s'annule à aucun moment au cours de l'essai.

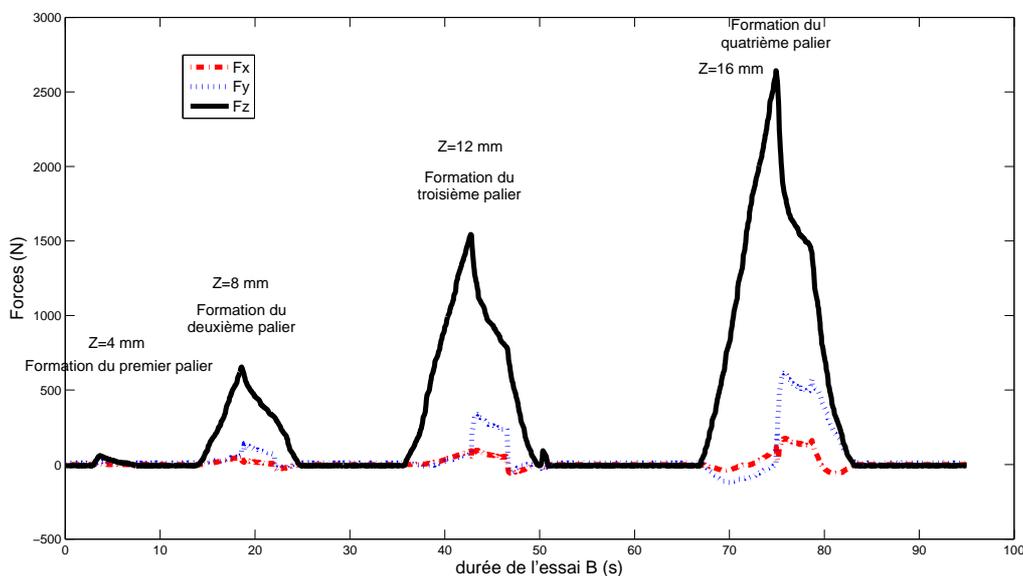


Figure 3.29 – Analyse des efforts générés par la mise en forme de l'essai B

Les cartographies de déformations de la figure 3.31 ont été obtenues à partir d'images stéréoscopiques et du logiciel Vic-3D[®]. La résolution spatiale en déplacement est de 21 pixels et celle en déformation est de 25 pixels, le grossissement est de 0.0823 mm par pixel. Ces résolutions seront les mêmes pour toutes les cartographies de déplacements et de déformations qui seront présentées dans cette partie.

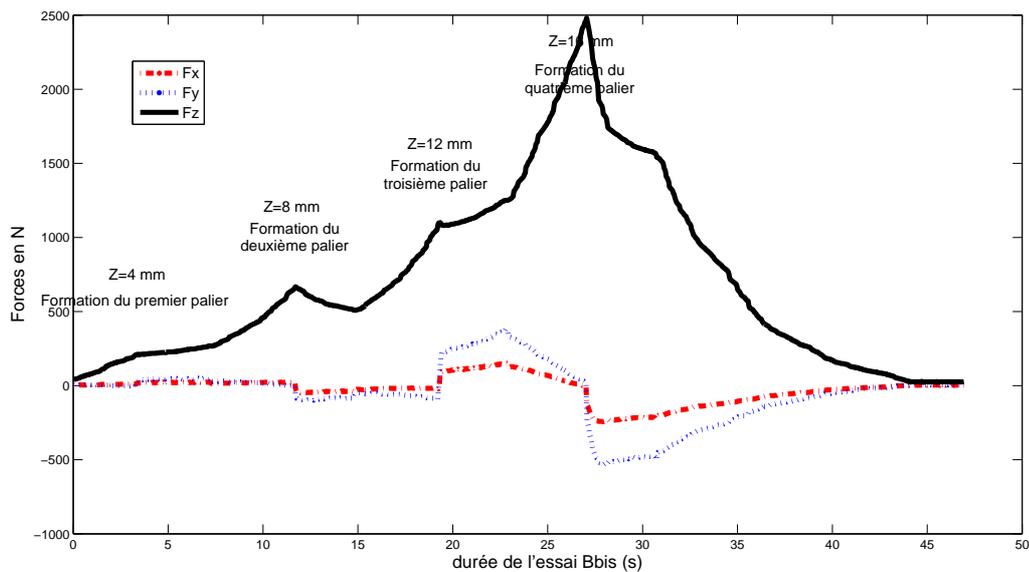


Figure 3.30 – Analyse des efforts générés par la mise en forme de l'essai Bbis

La figure 3.31 présente l'évolution des déformations principales maximales (ε_1) de l'essai B pour différents paliers et les déformations principales maximales, minimales et de cisaillement pour le dernier palier ($z=16$ mm). Ces cartographies permettent de montrer que la taille de la zone déformée plastiquement augmente avec le nombre de paliers et que cette zone reste très localisée. Les déformations principales maximales peuvent atteindre 16%. La pièce possède des zones ayant des déformations principales minimales positives et négatives comme dans le cas des troncs de cône présenté dans la section précédente. La pièce présente donc des zones sollicitées en traction (zone 3 et 4), traction large (zone 1), flexion (zone 5) et bi-expansion (zone 2). La localisation de ces modes de sollicitations est représentée sur la figure 3.32. La flexion est due à l'encastrement de la tôle et au déplacement vertical du poinçon. La traction et la traction large proviennent du déplacement vertical du poinçon. La zone en bi-expansion (zone 2) se situe au dessus du poinçon comme dans le procédé d'emboutissage, cette zone se situe aux extrémités de la pièce formée. La zone 1 possède les déformations les plus proches de celles générées en formage incrémental contrairement à la zone 2 qui correspondent plus à de l'emboutissage.

La figure 3.33 représente le déplacement vertical de la tôle (figure 3.33) le long du profil 0 repéré sur la figure 3.31 (f) au cours de la mise en forme de l'essai B. Les images 1 à 5 correspondent à la trajectoire horizontale du poinçon lors de la mise en forme du dernier palier. L'image finale correspond à l'image obtenue après le retour élastique, lorsque le poinçon n'est plus au contact de la tôle. Le profil 0 mesure 70 mm, il englobe les 50 mm de déplacement horizontal du poinçon (déplacement du point A au point B) comme l'illustre la figure 3.33. Cette figure montre bien l'évolution de la forme de la pièce avec le déplacement du pic de 16 mm selon le positionnement du poinçon. Lorsque le poinçon se situe au point B ($z=16$ mm), le point A a déjà subit un retour élastique ($z=13$ mm). Lorsque le poinçon n'est plus au contact de la pièce, la forme finale de la pièce est représentée à partir de l'image prise après retour élastique, sa hauteur est alors d'environ 6 mm. Cette diminution importante de la hauteur est due au retour élastique global de la tôle. La figure 3.34 présente la cartographie du déplacement vertical de l'essai B pour l'image 5, correspondant à la fin du déplacement vertical de 50 mm du poinçon mais avec un poinçon toujours au contact de la tôle ($z=16$ mm) (a) et pour l'image finale, après retour élastique (b). La figure 3.34 (a) montre bien que la tôle se déplace verticalement de manière

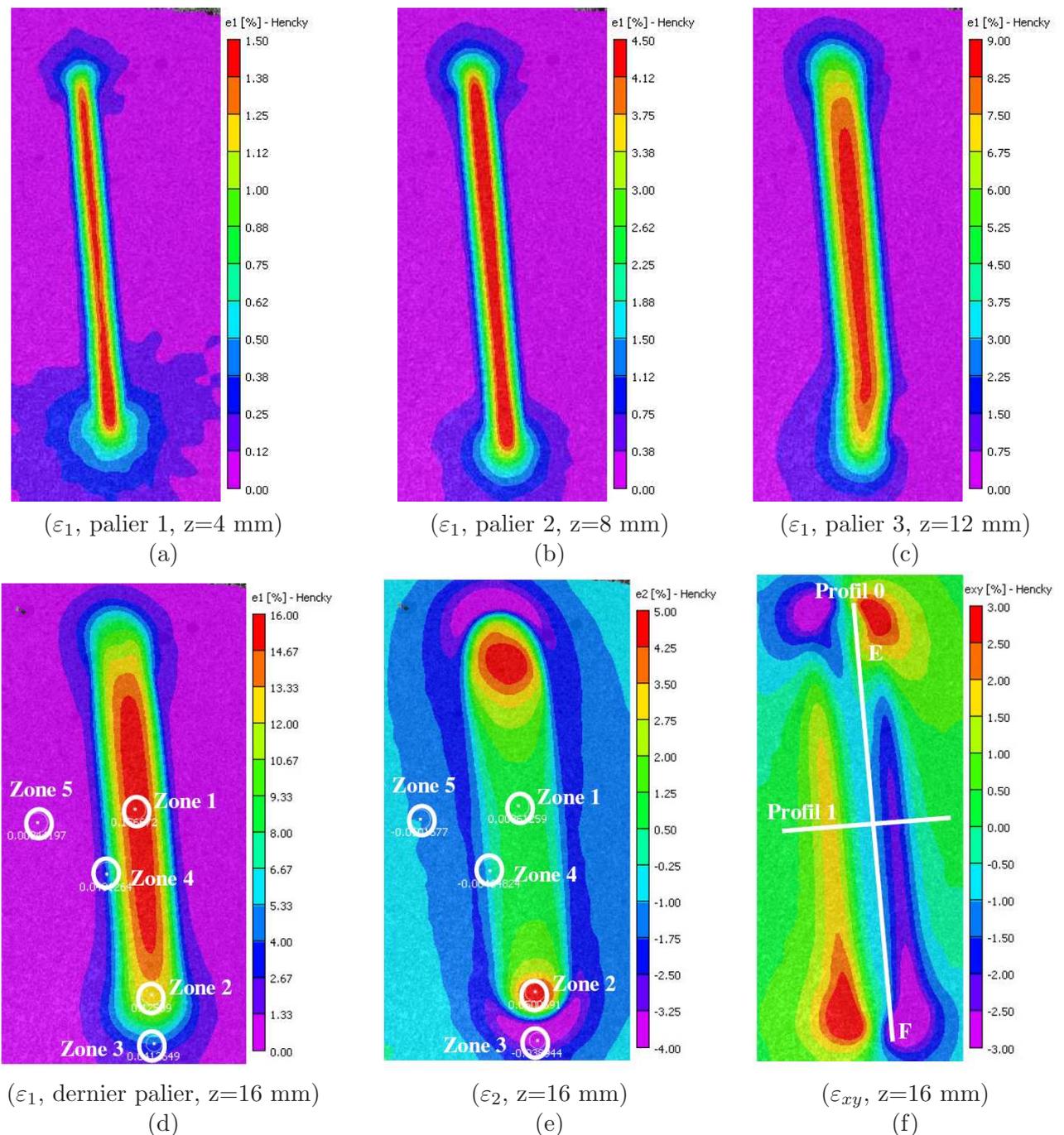


Figure 3.31 – Différentes cartographies de déformations obtenues lors de la mise en forme de l'essai B

importante lors de la mise en forme.

La figure 3.35 illustre l'évolution des déformations principales maximales (ε_1) le long du profil 0 au cours de la mise en forme. Les déformations de l'image finale après retour élastique correspondent à des déformations irréversibles. Les courbes représentant ε_1 pour les images 5 et finale sont superposées, ce qui veut dire que les déformations élastiques sont très faibles. Lors de la mise en forme de la pièce, un palier de déformation aux alentours de 8% se situe devant le déplacement du poinçon (déplacement du poinçon du point A vers le point B). Ces déformations sont engendrées par le déplacement vertical du poinçon.

La figure 3.36 présente l'évolution des déformations principales minimales (ε_2) au cours de

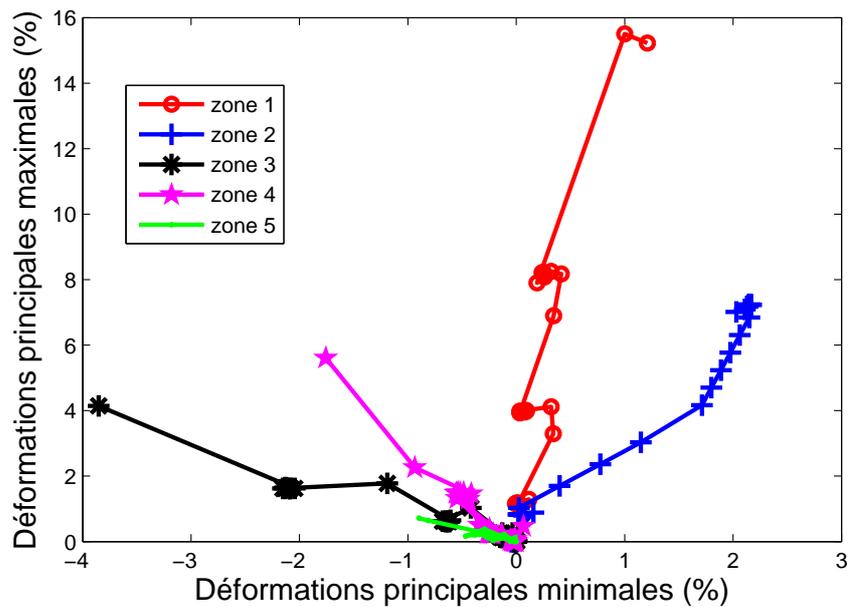


Figure 3.32 – Evolution des déformations au cours du temps pour différentes zones de la pièce B

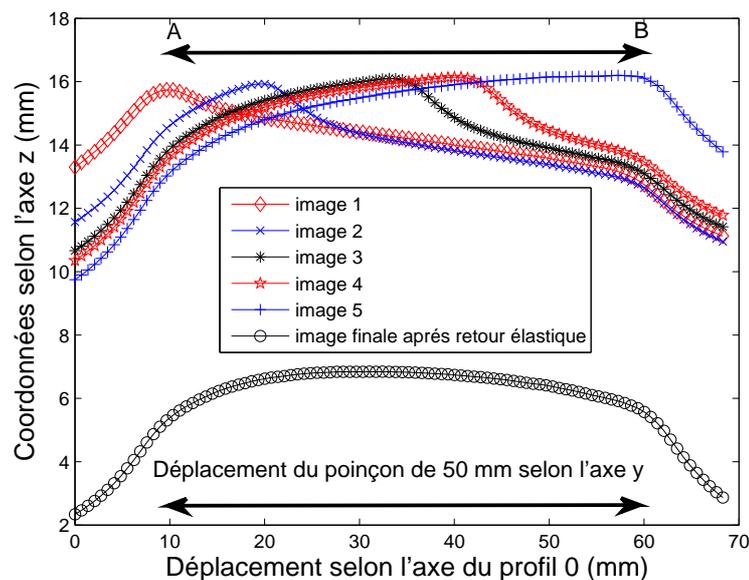


Figure 3.33 – Evolution du déplacement vertical de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B

la mise en forme. Comme pour les déformations principales maximales, les courbes de l'image 5 et de l'image finale sont très proches. De brusques changements de valeurs d' ε_2 (positives vers négatives) sont présentes. Le point C correspond à la zone 2 (biexpansion en tête de poinçon) et le point D à la zone 3 (flexion, compression), comme le montre les figures 3.31 (d) (e) et 3.32. Ces pentes correspondent au gradient de déformations formé par l'avancée du poinçon.

La figure 3.37 est à associer à la figure 3.31 (f). Le profil 0 est légèrement décalé car les déformations de cisaillement sont symétriques par rapport au déplacement horizontal du poinçon et sont nulles sur la tôle le long du déplacement du poinçon. Les pics de déformations négatives cor-

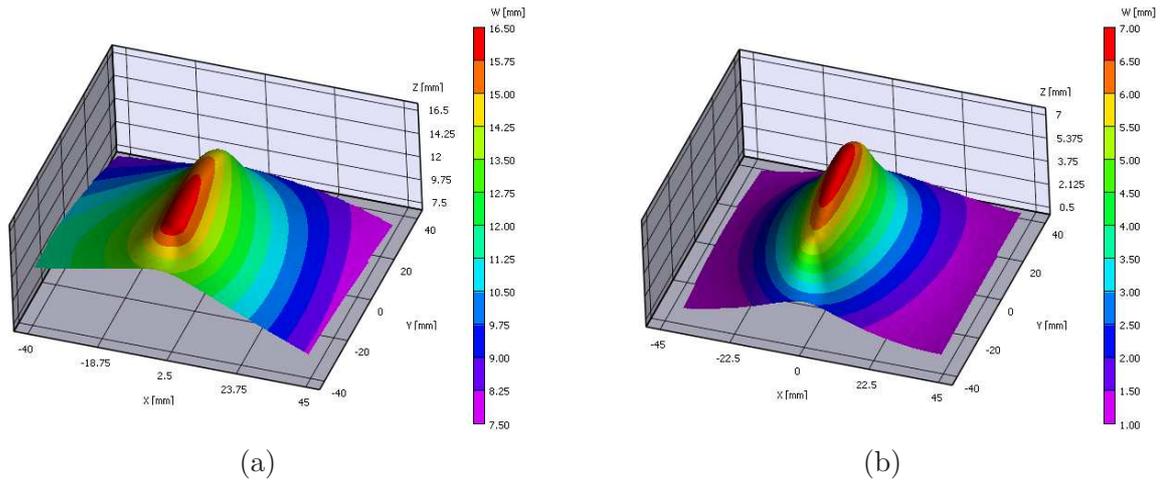


Figure 3.34 – Forme de l'essai B pour l'image 5 (a) et pour l'image finale (b)

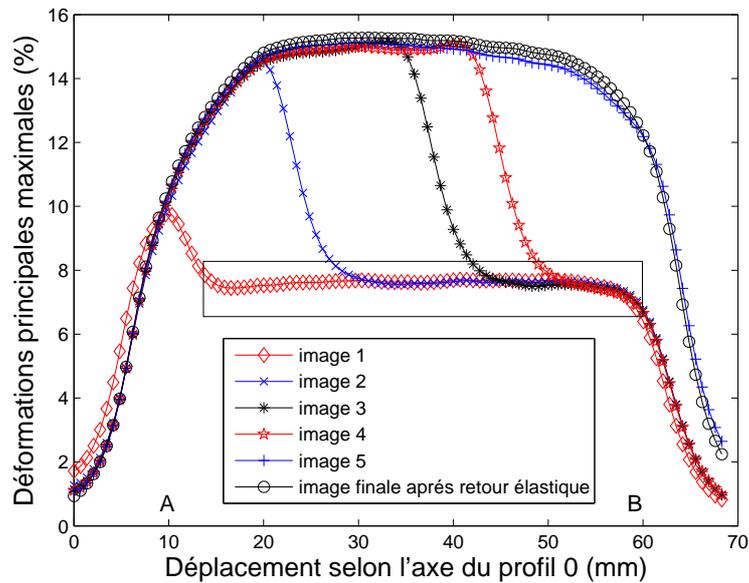


Figure 3.35 – Evolution des déformations principales maximales de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B

respondent à l'avancée de la déformation de cisaillement en tête de poinçon. Quantifier l'impact des déformations de cisaillement sur la formabilité des tôles est complexe car la figure montre que la tôle subit des déformations de cisaillement en traction et compression.

Après s'être intéressé au profil 0, le long du déplacement de 50 mm du poinçon, les données du profil 1, perpendiculaires au profil 0, (cf. figure 3.31 (f)) sont étudiées. Dans la suite les résultats portant sur les déformations concernent uniquement l'image finale car les déformations élastiques restent très faibles. L'évolution du déplacement vertical (W) est présentée pour les images 5 et finale afin de voir l'évolution de la forme à deux instants différents (avant et après retour élastique).

La figure 3.38 présente une coupe, selon le profil 1, de la pièce formée et compare le profil lorsque le poinçon est au contact de la tôle et après retour élastique. Les résultats de cette figure confirment les observations de la figure 3.33, à savoir que lorsque le poinçon n'est plus au contact

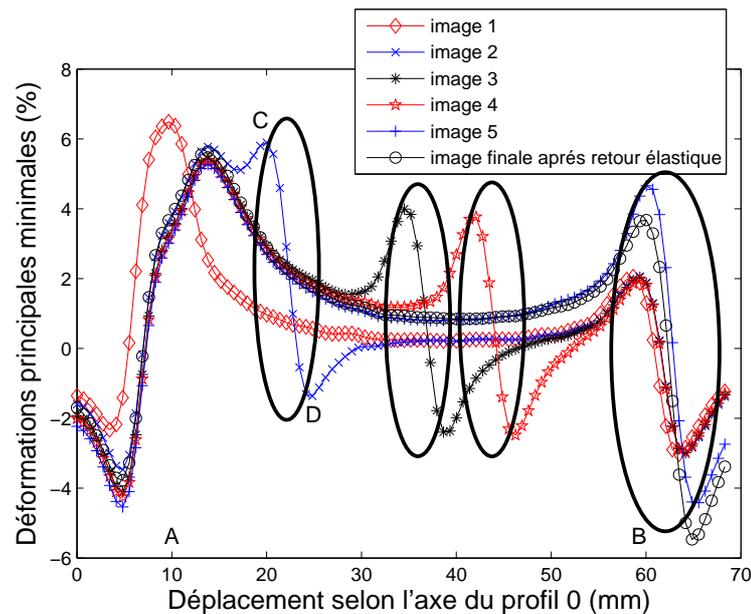


Figure 3.36 – Evolution des déformations principales minimales de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B

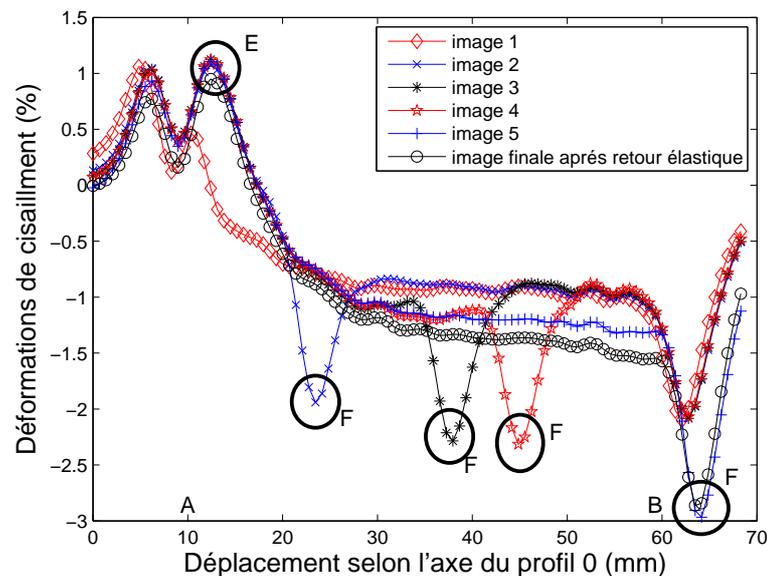


Figure 3.37 – Evolution des déformations de cisaillement de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B

de la pièce, la hauteur de la forme finale de la pièce diminue pour atteindre 6 mm. La différence entre les hauteurs maximale et minimale est de l'ordre de 2 mm pour les deux images et l'allure des deux profils est identique. Le retour élastique modifie la valeur des coordonnées en z des deux pièces mais pas leur forme, ce qui est intéressant dans l'optique de tenir compte du retour élastique dans la mise en forme des pièces comme l'ont abordé Hirt et al. [HIR 04].

La figure 3.39 présente les déformations principales maximales (ε_1), les déformations principales minimales (ε_2) et les déformations de cisaillement (ε_{xy}) le long du profil 1. Ces données

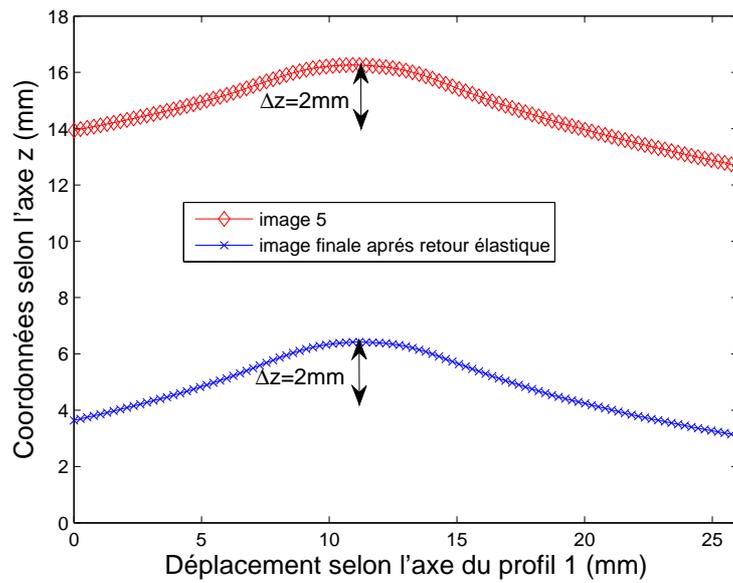


Figure 3.38 – Evolution des coordonnées selon l'axe z de la tôle le long du profil 1 au cours de la mise en forme de la pièce B

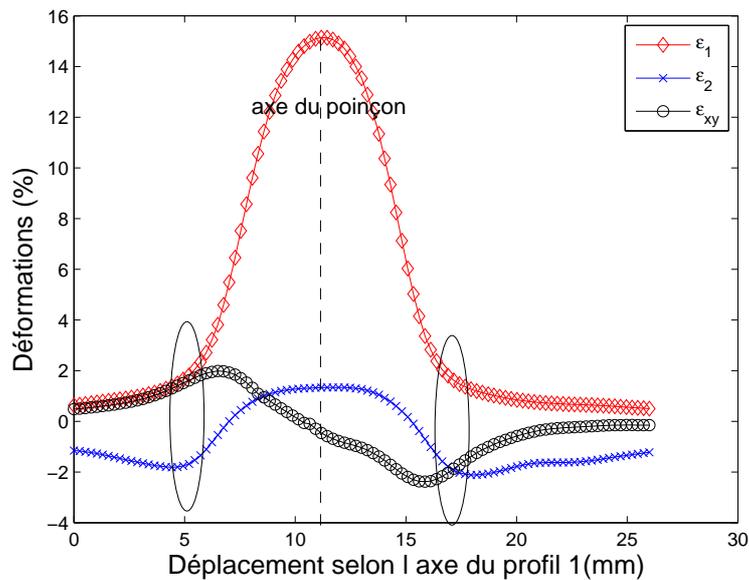


Figure 3.39 – Evolution des déformations de la tôle le long du profil 0 sur la pièce B finale après retour élastique

concernent les déformations après mise en forme, il s'agit donc des déformations plastiques. Les déformations principales maximales et minimales sont symétriques par rapport à l'axe du poinçon. Les déformations de cisaillement sont symétriques en valeur absolue mais de signe contraire (zone en traction et l'autre en compression). Les deux cercles représentés sur la figure représentent la zone de flexion de la tôle, c'est à dire la zone correspondant à la base de la pièce. Les résultats de la figure confirment bien la sollicitation en compression de cette zone car ε_1 est très petite (environ 1%) et ε_2 est négative.

L'analyse des déformations des formes de l'essai B a permis de montrer que les déformations

élastiques sont très faibles et que les déplacements imposés par le poinçon sur la tôle ($z=16$ mm) sont éloignés des déplacements résiduels de la tôle après retour élastique ($z=6$ mm). La principale raison expliquant ce phénomène réside dans un retour élastique important. En outre, le rapport entre la taille des pièces formées (50×20 mm²) et les dimensions de la tôle (400×400 mm²) accentue le phénomène. L'étape suivante consiste à comparer les déformations et les déplacements des différentes pièces formées avec des incréments différents afin de comprendre l'influence de la taille des incréments sur la mise en forme.

3.3.2.2 Comparaison des différents essais et analyse de l'influence de la taille des incréments verticaux

Les analyses des formes et des déformations sont réalisées sur des données extraites du profil 0. Les données proviennent de la pièce finale après retour élastique. Elles sont ainsi plus aisément exploitables du fait que dans ce cas la forme de la pièce n'est plus conditionnée par le déplacement du poinçon et son contact avec la tôle.

Les figures 3.40 à 3.42 comparent les déformations principales maximales, minimales et de cisaillement, le long du profil 0 pour les essais réalisés avec des incréments verticaux (Δz) différents.

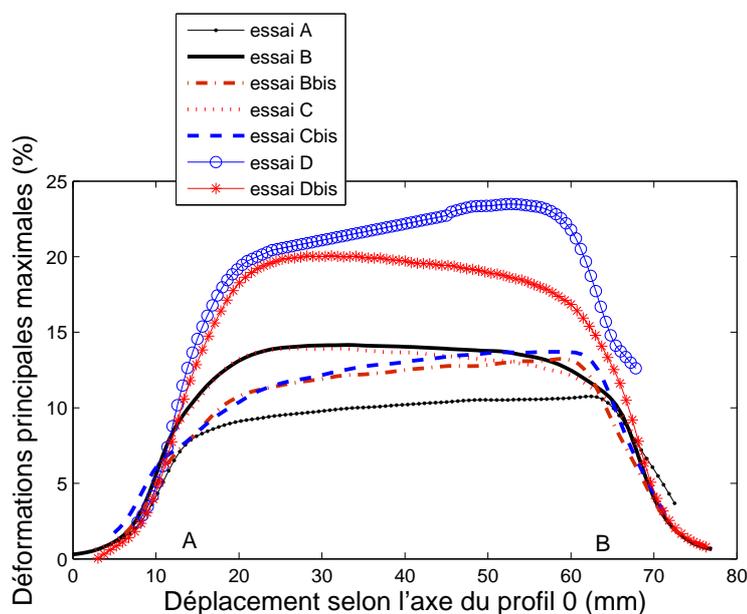


Figure 3.40 – Evolution des déformations principales maximales de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais

Les déformations principales maximales les plus importantes sont générées lors des essais D (24 %) et Dbis (20 %). L'utilisation d'un sens de déplacement alterné du poinçon semble diminuer les déformations mises en jeu lors du formage. Cette observation a été vérifiée pour la série d'essais B et C. Les déformations entre les séries d'essais B et C sont similaires. Les déformations principales maximales les plus faibles sont obtenues pour l'essai A (cf. figure 3.40). L'analyse des déformations principales minimales (cf. figure 3.41) et des déformations de cisaillement (cf. figure 3.42) confirment les observations réalisées sur les déformations principales maximales. Les déformations générées par les essais B sont légèrement inférieurs à celles des essais C. L'utilisation de petits incréments verticaux, et donc la nécessité d'augmenter le nombre d'incréments, fait croître localement le niveau de déformations et ainsi que le temps de mise en forme. Pour une même pièce, l'augmentation de la taille des incréments a pour conséquence d'augmenter les déformations principales maximales (essai A, $\varepsilon_1=10$ %; essai D, $\varepsilon_1=24$ %). Le cisaillement a

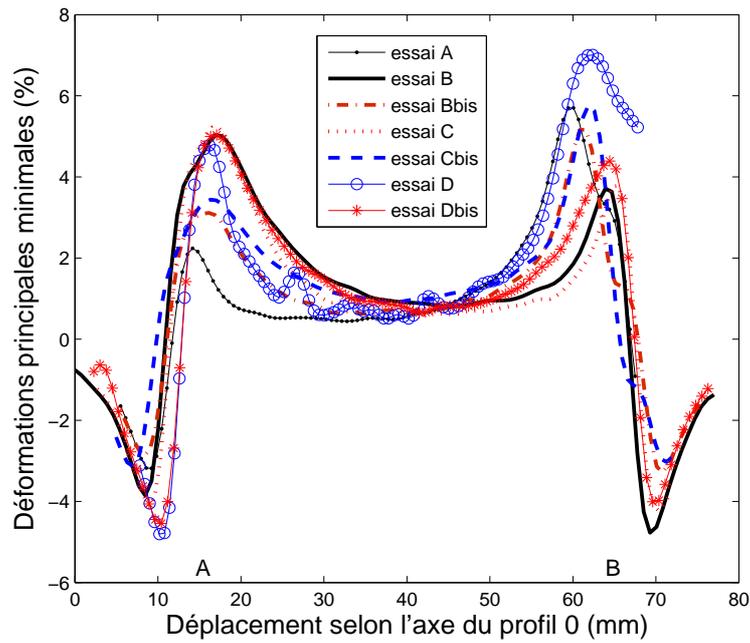


Figure 3.41 – Evolution des déformations principales minimales de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais

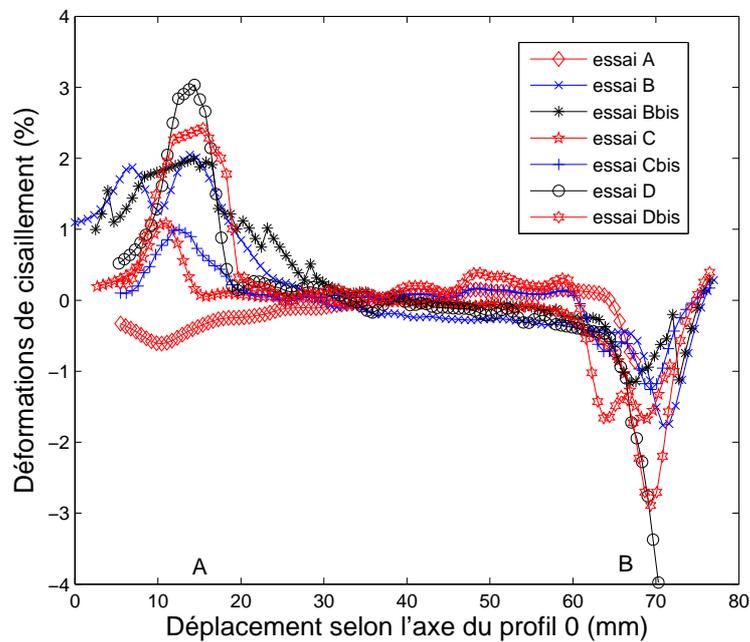


Figure 3.42 – Evolution des déformations de cisaillement de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais

un rôle important dans les mécanismes d'amélioration de la formabilité des tôles en formage incrémental et l'utilisation de petits incréments augmente les déformations en cisaillement.

En comparant les essais "bis" avec les autres essais, les résultats de la figure 3.40 montre que

les déformations générées par les essais "bis" sont plus faibles. Le sens de la trajectoire du poinçon (alterné ou non) semble influencer les niveaux de déformations générés.

La figure 3.43 présente la forme de la pièce après mise en forme par ces différents essais. Pour chaque cas, le déplacement vertical avant le retour élastique était de 16 mm. La taille de l'incrément vertical influence la forme finale de la pièce, le déplacement vertical résiduel maximal est obtenu pour l'essai A correspondant à un seul incrément vertical de 16 mm.

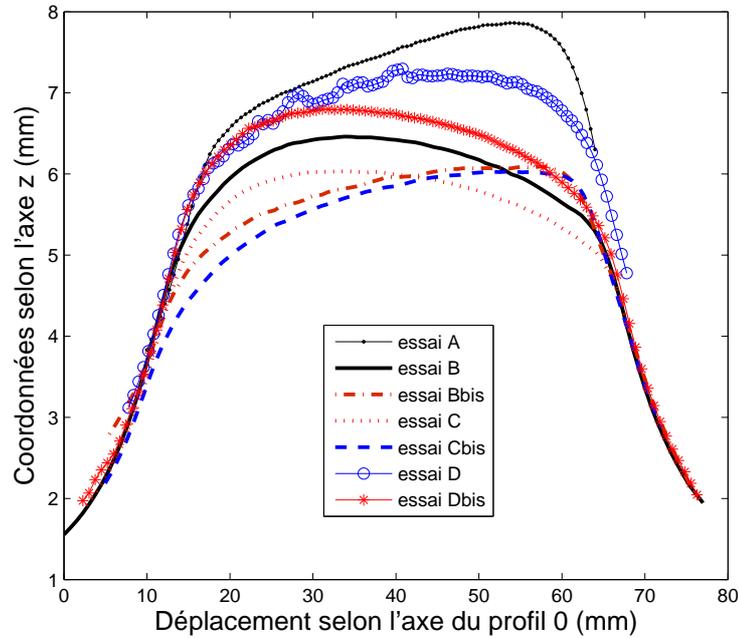


Figure 3.43 – Evolution des déplacements verticaux de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais

Les efforts enregistrés par le capteur de forces tri-axes du pilote SPIF lors des essais sont maintenant analysés. Le tableau 3.4 présente les efforts moyens nécessaires pour former le dernier palier ($z=16$ mm) pour chaque essai.

Essai	Nombre d'incrément	Taille des incréments (mm)	F_z (N)	F_y (N)
A	1	16	1825	757
B	4	4	2363	793
C	10	1.6	2261	539
D	40	0.4	1971	387
Bbis	4	4	2451	799
Cbis	10	1.6	2204	535
Dbis	40	0.4	1918	415

Tableau 3.4 – Présentation des caractéristiques de chaque essai et des efforts moyens nécessaires pour former le dernier palier ($z=16$ mm)

Pendant la mise en forme, l'effort est séparé en deux composantes. La première vient déformer plastiquement et localement la tôle afin de mettre en forme la pièce, la seconde contribue à la déformation élastique de l'ensemble de la tôle.

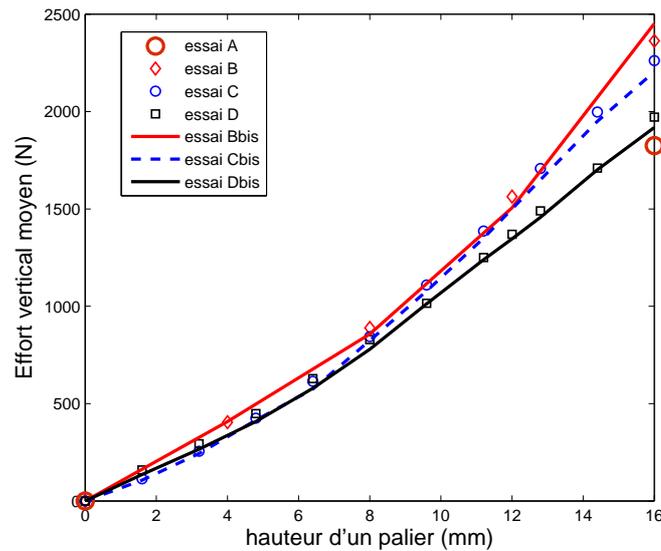


Figure 3.44 – Evolution de l'effort vertical en fonction de la hauteur des paliers (mm)

Les résultats du tableau 3.4 montrent que l'effort minimal pour la mise en forme du dernier palier est associé à l'essai A. Pour les trois autres types d'essais, l'augmentation de la taille de l'incrément entraîne une augmentation des efforts mis en jeu. L'alternance de la trajectoire du poinçon (essais "bis") n'influence pas la valeur des efforts de mise en forme. L'augmentation de la taille de l'incrément produit une zone déformée plastiquement plus étendue. Lors du passage suivant du poinçon, l'énergie nécessaire pour déformer plastiquement le poinçon sera donc plus importante, ce qui peut expliquer que l'effort soit plus important.

La figure 3.44 montre l'évolution des efforts moyens verticaux en fonction de la hauteur des paliers pour chaque essai, ceux-ci confirment les observations réalisées précédemment.

L'utilisation d'un seul incrément (essai A) peut entraîner une diminution de cet effort élastique en comparaison de l'essai B où plusieurs incréments sont considérés. Ce phénomène peut expliquer les efforts plus faibles générés pour la mise en forme de l'essai A.

L'étude suivante porte sur l'influence du sens de rotation du poinçon lors d'un essai de formage incrémental d'un tronc de cône. L'objectif de cette étude est de valider les premières observations effectuées précédemment, à savoir qu'une trajectoire alternée du poinçon diminuerait les déformations engendrées lors de la formation d'une pièce.

3.3.3 Influence du sens de rotation

Le tableau 3.5 présente pour chaque tronc de cône (trajectoire du poinçon alternée ou non), l'effort vertical moyen pour former un anneau ainsi que l'indice de frottement moyen. Quelle que soit la trajectoire du poinçon, les efforts verticaux et les indices de frottement sont inchangés. L'inversion du sens de rotation du poinçon ne modifie pas les efforts nécessaires à la mise en forme de la pièce.

La figure 3.45 présente les formes obtenues pour les deux trajectoires du poinçon juste avant rupture. Les résultats des figures 3.46 et 3.47 mettent en parallèle les déformations principales maximales et minimales obtenues à partir des deux trajectoires du poinçon. Les déformations maximales sont localisées au niveau du poinçon. Par ailleurs, les déformations engendrées par une trajectoire de poinçon non alternée sont plus importantes que pour une trajectoire de poinçon alternée (14% vs. 12%).

La figure 3.48 présente l'évolution des déformations le long du profil 2 sur l'image avant rupture pour les deux trajectoires de déformation. Ce profil d'une longueur de 35 mm est schématisé

Profondeur d'embouti du disque	sens direct		sens alterné	
	indice de frottement	F_z (N)	indice de frottement	F_z (N)
4	0.220	319	0.221	323
8	0.245	691	0.238	660
12	0.295	1081	0.292	1063
16	0.360	1531	0.353	1508
20	0.402	2057	0.409	2091

Tableau 3.5 – Résultats de l'effort vertical et de l'indice de frottement

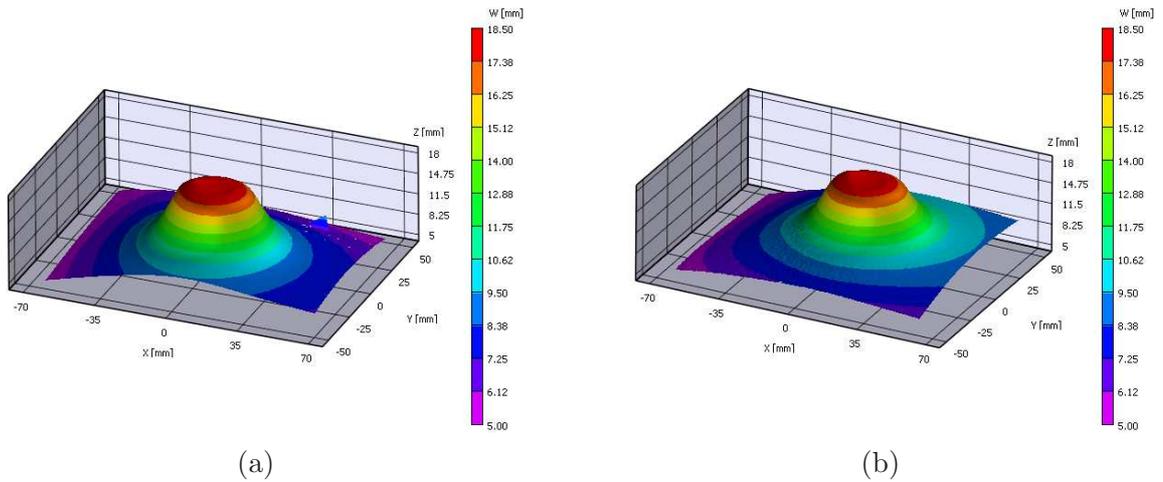


Figure 3.45 – Formes finales des deux pièces obtenues juste avant rupture pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens horaire (a) circulaire alternée (b)

sur la figure 3.46. Ces résultats confirment que les déformations engendrées par une trajectoire de poinçon non alternée sont plus importantes que lorsque la trajectoire du poinçon est alternée. L'inversion du sens de trajectoire du poinçon semble donc augmenter la formabilité des tôles.

3.3.4 Bilan sur la taille des incréments verticaux et sur l'influence de la trajectoire du poinçon

L'utilisation du banc multicaméras combiné au logiciel Vic-3D[®] ont permis de visualiser les différentes sollicitations mécaniques subies par la tôle lors de sa mise en forme à partir des cartographies de déformations obtenues. Lors de la réalisation d'une pièce en formage incrémental un point, il est possible pour le poinçon, selon le type de trajectoire et la forme de pièce souhaitée, de passer plusieurs fois au même endroit de la tôle (cas du formage positif par exemple). Le sens de la trajectoire du poinçon n'a pas d'influence sur les efforts, mais a un impact sur les déformations générées. L'inversion du sens de passage du poinçon sur la tôle diminue les déformations engendrées lors de la mise en forme de la pièce. Des observations au Microscope Electronique à Transmission des deux pièces mises en forme par les deux trajectoires différentes permettraient de savoir si un type de trajectoire alternée a une influence sur la structure du réseau de dislocations se développant au sein de la tôle.

L'étude sur la taille des incréments verticaux a porté sur quatre cas d'études : $\Delta z=16$ mm, $\Delta z=10$ mm, $\Delta z=4$ mm et $\Delta z=0.4$ mm. Les données obtenues par le capteur d'effort du pilote SPIF montrent que la diminution de la taille des incréments atténuait les efforts mis en jeu.

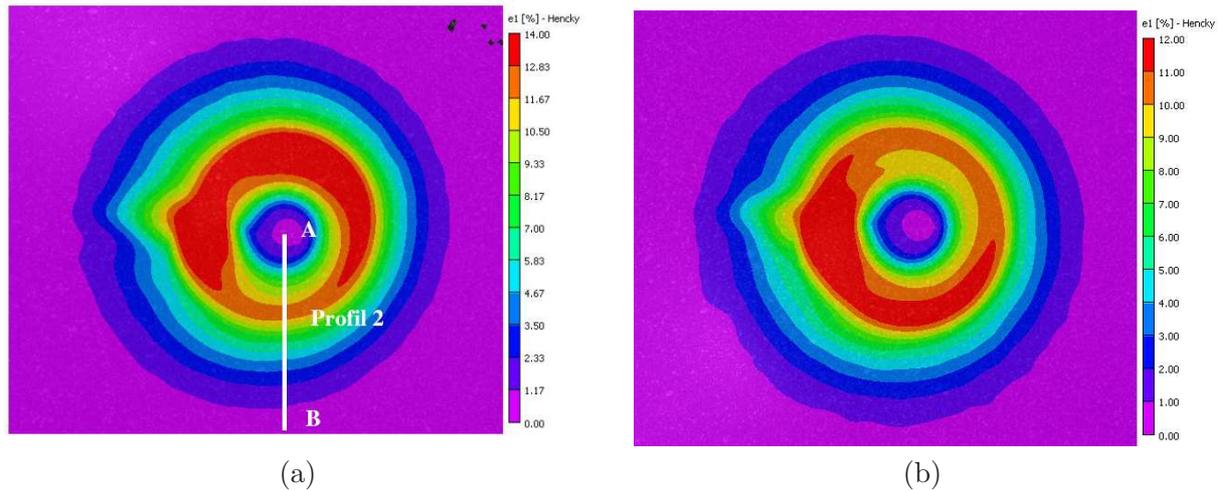


Figure 3.46 – Déformations principales maximales pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens direct (a) circulaire alternée (b). Localisation du profil 2

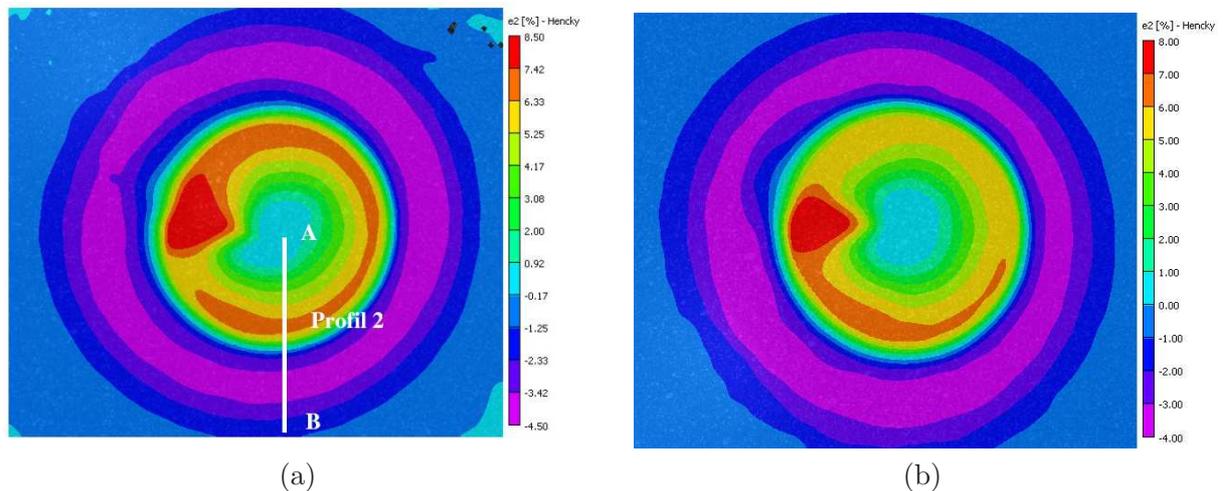


Figure 3.47 – Déformations principales minimales pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens direct (a) circulaire alternée (b). Localisation du profil 2

L'incrément étant plus petit, le poinçon pénètre moins dans la tôle ce qui explique que l'effort vertical soit plus faible. De plus, la zone déformée plastiquement étant plus petite, l'effort vertical nécessaire pour déformer plastiquement à nouveau cette zone sera plus faible.

Enfin, les résultats extraits de la corrélation d'image montrent que la diminution de la taille des incréments augmente les déformations générées lors de la mise en forme.

La partie suivante s'intéresse à l'influence de certains paramètres procédés sur la formabilité des tôles notamment le diamètre du poinçon et le type d'alliage d'aluminium utilisé.

3.4 Formabilité en formage incrémental

En théorie les Courbes Limites de Formage (CLF) en déformations ne peuvent être obtenues en formage incrémental car une des conditions nécessaires à leurs constructions (état de contraintes planes) est non respectée en formage incrémental [EMM 09]. Cependant en pratique certains auteurs comme Jeswiet [JES 05B] et Filice [FIL 02] présentent des essais permettant

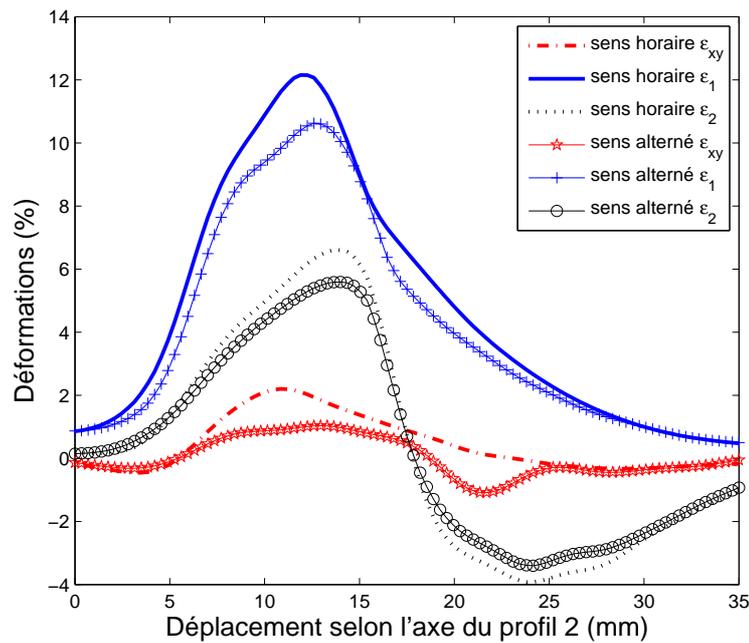


Figure 3.48 – Comparaison des différentes déformations pour les deux trajectoires du poinçon

de construire des diagrammes limites de formage. Les trois essais présentés par Filice ont été considérés. Chacun de ces essais donne un chemin de déformation et un point sur la CLF, le critère de construction étant la rupture. Les courbes de la figure 3.49 rappellent que la formabilité en formage incrémental est meilleure qu'en emboutissage classique. Il est nécessaire de bien différencier l'emboutissabilité et la formabilité. L'emboutissabilité est la capacité à réaliser des emboutis profonds, tandis que la formabilité est la capacité du matériau à subir des déformations importantes.

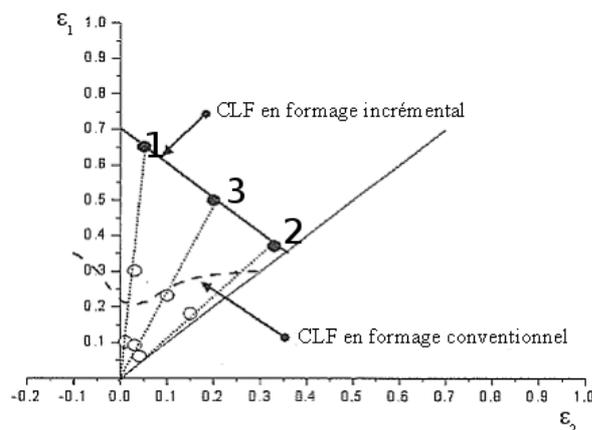


Figure 3.49 – Comparaison des courbes limites de formage obtenues par formage conventionnel et incrémental [FIL 02]

La partie précédente a montré que la taille des incréments modifiait la capacité d'emboutissage des tôles donc a priori pour chaque taille d'incrément il existe une Courbe Limite de Formage.

Dans la partie suivante, les essais 1 et 2 utilisés par Filice pour obtenir des chemins de déformations différents sont réalisés. La trajectoire du poinçon pour l'essai 3 de Filice est une spirale.

Cet essai ne sera pas abordé dans cette étude, la trajectoire étant difficile à programmer avec le pilote non équipé d'une commande numérique. Les influences du matériau, de la taille des incréments et la taille du diamètre du poinçon sur les CLF sont étudiées. L'objectif est d'analyser la dépendance des CLF vis à vis des paramètres procédés du formage incrémental. Le critère choisi pour construire les courbes limites de formage est la rupture. La figure 3.50 présente des pièces fissurées mise en forme par l'essai 1 (a) et l'essai 2 (b) à partir d'une tôle de l'alliage d'aluminium 2024-T3 pour un diamètre de poinçon de 20 mm et un incrément vertical de 2 mm.

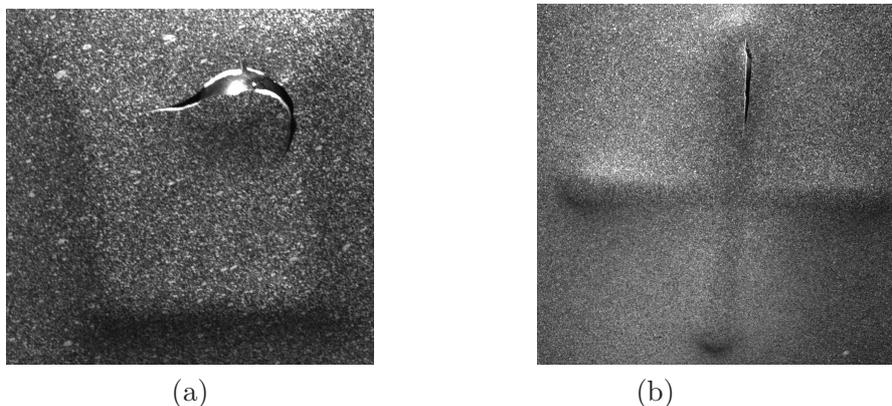


Figure 3.50 – Localisation de la rupture sur les pièces formées lors des essais 1 et 2

3.4.1 Essai 1

Cet essai consiste à former par formage négatif une pyramide à base carrée de coté de $80 \times 80 \text{ mm}^2$. Les incréments verticaux (Δz) et les incréments horizontaux ($\Delta x = \Delta y$) sont égaux de façon à avoir un angle de mise en forme de 45° . La figure 3.51 montre la forme de la pyramide obtenue pour l'alliage 5086-H111 à partir d'une image provenant d'une caméra (a) et à partir de deux caméras après reconstruction par Vic-3D[®] (b). Cette pyramide à base carrée est formée avec un diamètre de poinçon de 20 mm (ϕ_p) et un incrément vertical de 2 mm (Δz). La taille du subset est de 21 pixels et la taille de la ZC ε (Zone de Calcul des déformations) est de 25 pixels, pour un grossissement de 0.127 mm/pixel. La réalisation de cette pyramide sur l'alliage 5086-H111 n'a pas entraîné de rupture. Lors de l'augmentation de la base de la pyramide et de l'angle de mise en forme ont été constatés des problèmes de mise en œuvre liés à la conception du pilote (contact de la cellule d'efforts avec la tôle). Seul l'essai 2 a donc été utilisé pour l'étude de l'influence des paramètres de formage sur la formabilité des tôles.

3.4.2 Essai 2

Cet essai consiste à former une croix de longueur 100 mm, seul l'incrément vertical (Δz) est utilisé. La figure 3.52 montre la forme de la croix obtenue pour l'alliage 5086-H111 à partir d'une image provenant d'une caméra (a) et à partir de deux caméras après reconstruction par Vic-3D[®] (b). La taille du subset est de 21 pixels et la taille de la ZC ε (Zone de Calcul des déformations) est de 25 pixels, pour un grossissement de 0.165 mm/pixel.

La figure 3.53 présente une cartographie des déformations principales maximales (a) et minimales (b) pour la mise en forme de l'alliage 5086-H111 avec $\phi_p = 20 \text{ mm}$ et $\Delta z = 2 \text{ mm}$. Cette figure montre également la localisation des différentes zones étudiées dont les résultats sont présentés sur la figure 3.54. La figure 3.53 confirme bien que la tôle lors de sa mise en forme incrémentale subie différentes sollicitations mécaniques comme de la traction large, traction, flexion et dans le cas de cet essai de la bi-expansion.

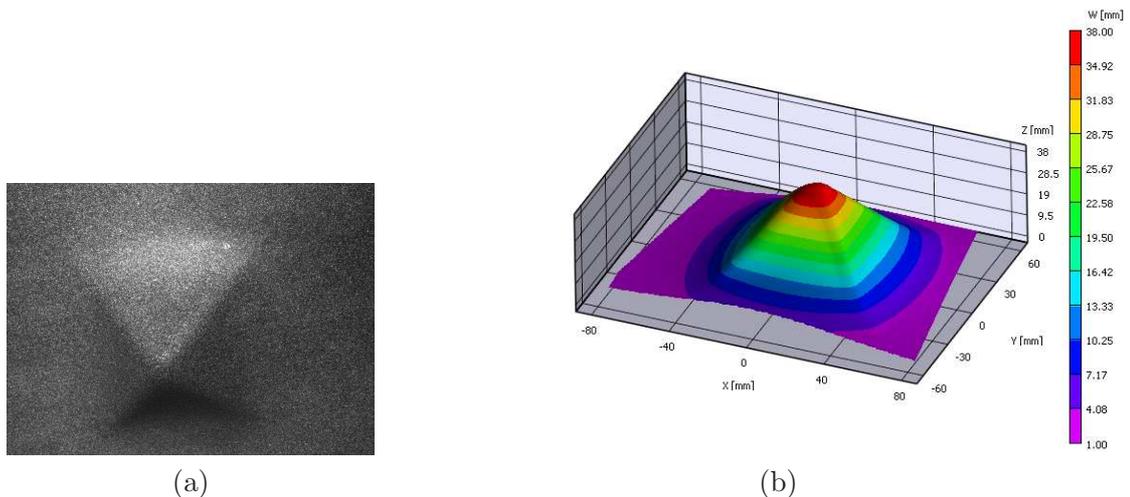


Figure 3.51 – *Forme de la pyramide de l'essai 1 obtenue par une caméra (a) et reconstruit par stéréo-corrélation à partir des deux caméras (b)*

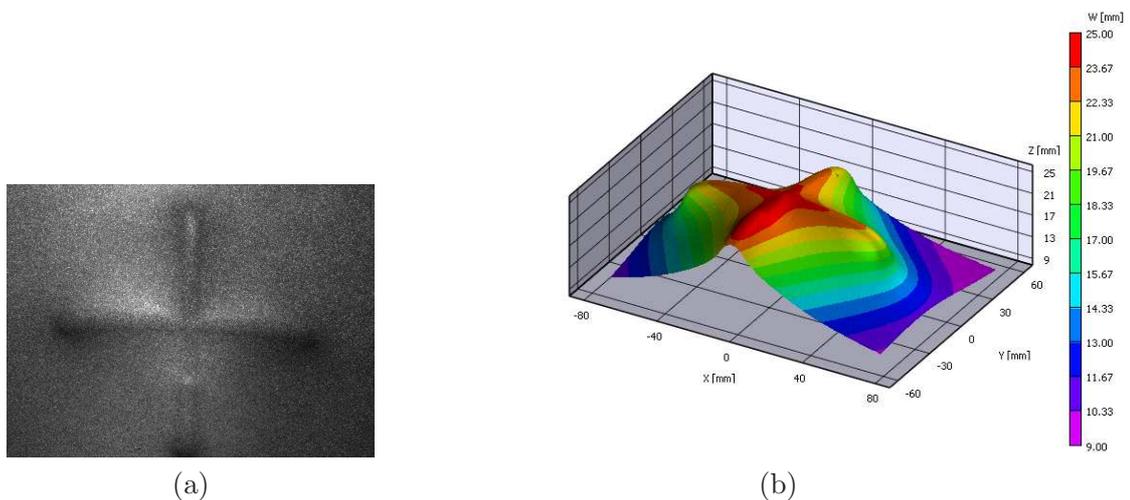


Figure 3.52 – *Forme de la pyramide de l'essai 2 obtenue par une caméra (a) et reconstruite par stéréo-corrélation à partir des deux caméras (b)*

Les déformations principales maximales et minimales (ε_1 en fonction de ε_2) au cours de la mise en forme sur différentes zones caractéristiques de la tôle sont présentées sur la figure 3.54. La rupture apparaît au niveau de la zone 2.

3.4.3 Résultats concernant la formabilité des tôles

L'utilisation d'un seul essai (ici l'essai 2) ne permet d'obtenir qu'un seul point pour construire une courbe limite de formage en rupture. L'étude paramétrique réalisée sur l'essai 2 (influence de la taille du poinçon, de la taille de l'incrément vertical et du matériau) montre que la fissure s'amorce au niveau de la zone 2. La figure 3.55 ne présente donc pas des courbes limites de formage en rupture mais des courbes permettant de comparer la formabilité entre les différents essais 2 réalisés. Les déformations obtenues dans les zones 1 et 3 ne sont donc pas des déformations à rupture, ce qui est indiqué par les flèches.

La figure 3.55 présente pour chaque configuration de mise en forme (matériau, ϕ_p , Δz), la capacité de la tôle à subir des déformations importantes. Ces courbes qui ne sont pas des CLF

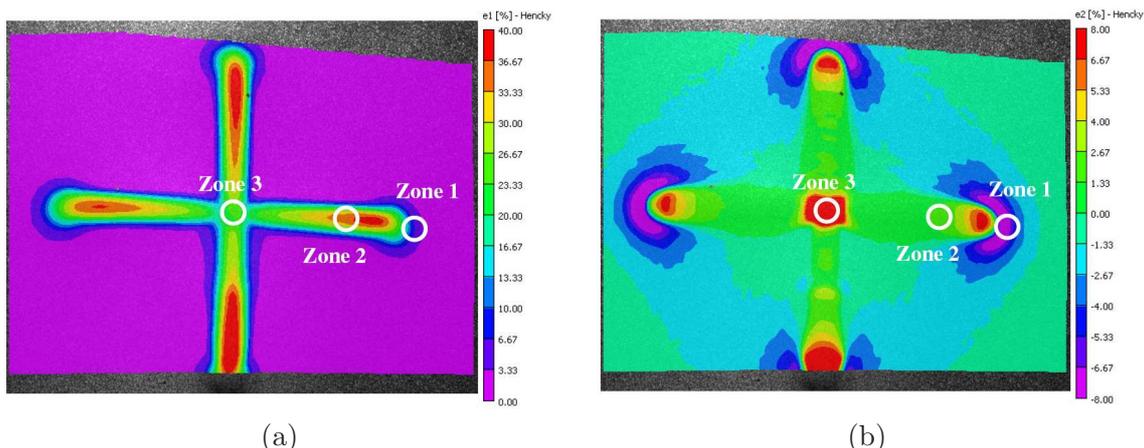


Figure 3.53 – Cartographie des déformations principales maximales (a) et minimales (b) pour l'essai 2. Localisation des zones 1, 2 et 3

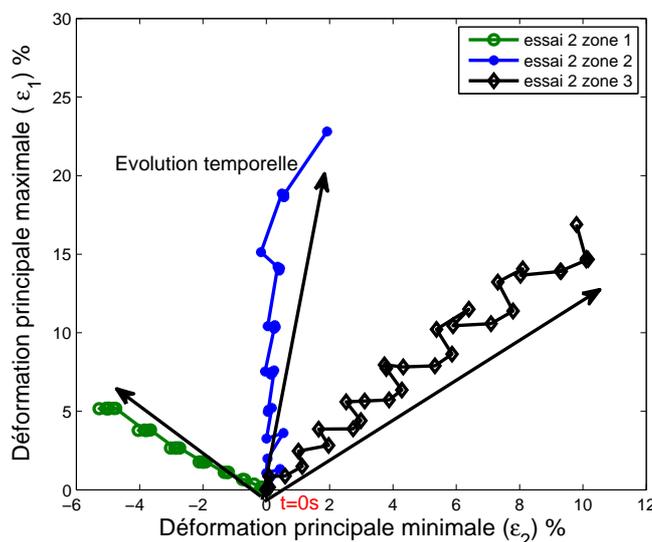


Figure 3.54 – Comparaison des différents chemins de déformation pour les essais 2

prennent la dénomination de courbes de formabilité. Deux nuances d'alliage d'aluminium (2024-T3 et 5086-H111), deux diamètres de poinçon (ϕ_p : 10 et 20 mm) et deux tailles d'incrément (Δz : 0.5 et 2 mm) ont été utilisées.

Une première analyse montre que l'utilisation de petits incréments (comparaison réalisée sur l'alliage 2024-T3 avec $\phi_p=20$ mm) permet d'accroître la formabilité. Cependant, la profondeur d'emboutissage atteinte juste avant la rupture lors de la mise en forme est équivalente dans les deux cas comme le montre le tableau 3.6. L'indice de frottement est également identique tandis que la force est plus élevée pour des incréments plus importants. Cette observation avait déjà été faite précédemment.

Les valeurs des courbes de formabilité sont plus élevées lors de l'utilisation de petits incréments, mais la pièce rompt pour la même valeur de profondeur d'embouti. L'emboutissabilité de la pièce réalisée n'est donc pas influencée par la taille de l'incrément. L'explication pourrait provenir d'une différence d'épaisseur de la tôle entre l'utilisation des deux incréments. L'alliage

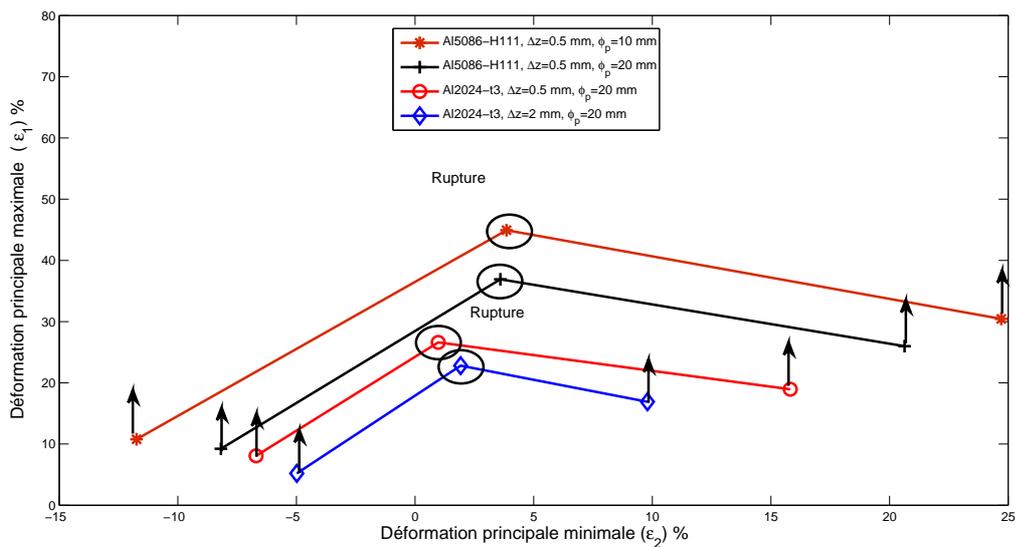


Figure 3.55 – Comparaison des courbes de formabilité des différents essais 2 réalisés

	$\Delta z=2$ mm	$\Delta z=0.5$ mm
profondeur d'embouti atteinte avant rupture en mm	20	20
indice de frottement	0.216	0.217
effort vertical moyen (axe z) en N	1711	1144

Tableau 3.6 – Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la taille des incréments sur les courbes de formabilité pour l'alliage 2024-T3 et $\phi_p=20$ mm

2024-T3 est un matériau anisotrope, la croix a une de ses branches selon le sens de laminage (0°) et l'autre selon le sens transverse de laminage (90°). L'épaisseur de tôle obtenue après mise en forme est d'environ 0.75 mm dans la direction 90° et de 0.84 mm dans la direction 0° (sens de laminage). Pour les deux essais présentés dans le tableau 3.6, la profondeur d'embouti avant rupture est de 20 mm. Pour ces deux profondeurs d'embouti les indices de frottement sont identiques : 0.216 ($\Delta z=2$ mm) et 0.219 ($\Delta z=0.5$ mm). Ces conclusions confirment les résultats obtenus par [JES 04] [FIL 02] [HIR 02] à savoir qu'un incrément de plus petites tailles améliore la formabilité. Il serait intéressant d'observer la microstructure de la tôle après chacun de ces deux essais et d'étudier par exemple la densité de la structure des dislocations.

Une deuxième analyse de la figure 3.55 montre que l'alliage 5086-H111 a une meilleure aptitude à la mise en forme que l'alliage 2024-T3 ($\phi_p=20$ mm et $\Delta z=0.5$ mm). Le 2024-T3 est un alliage à durcissement structural possédant une limite élastique de 320 MPa. L'alliage 5086-H111 a subi un durcissement par écrouissage, sa limite élastique est de 135 MPa et sa ductilité ($A\%=24.5\%$) est meilleure que celle de l'alliage 2024-T3 ($A\%=21.5\%$) (cf. chapitre 2, présentation des matériaux étudiés). Sa ductilité plus importante permet d'expliquer la meilleure formabilité de l'alliage 5086-H111. La diminution des efforts pour le mettre en forme comme le montre le tableau 3.7 est à relier avec sa limite élastique plus basse. Les indices de frottement sont semblables quel que soit le matériau utilisé. L'alliage d'aluminium 5086-H111 est donc plus facile à

mettre en forme, son emboutissabilité et sa formabilité sont meilleurs.

	5086-H111	2024-T3
profondeur d'embouti atteinte avant rupture en mm	25	20
indice de frottement moyen	0.227	0.217
effort vertical moyen (axe z) en N	712	1144

Tableau 3.7 – Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la nuance de l'alliage d'aluminium sur les courbes de formabilité ($\phi_p=20$ mm et $\Delta z=0.5$ mm)

Enfin, les résultats présentés sur la figure 3.55 montrent qu'un diamètre de poinçon de 10 mm améliore la formabilité des tôles par rapport à un diamètre de poinçon de 20 mm (comparaison réalisée sur le 5086-H111 avec $\Delta z=0.5$ mm). Ces conclusions sont confirmées par les résultats de [FIL 02] et [HIR 02], à savoir qu'il est préférable d'utiliser un poinçon avec un diamètre de petite taille. Plus la taille de poinçon augmente et plus le procédé de formage incrémental s'apparente au procédé d'emboutissage traditionnel. Le tableau 3.8 montre que les efforts et les indices de frottement sont peu influencés par la taille du poinçon même si les efforts mesurés diminuent avec l'augmentation du diamètre du poinçon.

	$\phi_p=10$ mm	$\phi_p=20$ mm
profondeur d'embouti atteinte avant rupture en mm	26.5	25
indice de frottement moyen	0.220	0.227
effort vertical moyen (axe z) en N	812	712

Tableau 3.8 – Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la taille du diamètre du poinçon sur les courbes de formabilité (5086-H111 et $\Delta z=0.5$ mm)

3.4.4 Bilan sur la formabilité en formage incrémental

Les conclusions obtenues sur l'influence de la taille du poinçon et sur la taille de l'incrément vertical confirment la bibliographie. Les valeurs choisies, $\phi_p=10$ mm et $\Delta z=0.5$ mm, ne sont pas les paramètres optimaux pour ce procédé. Pour le poinçon, les diamètres communément utilisés sont 12 et 12.5 mm [MAT 94] [JES 01B] [LEA 01] [FIL 02] [BAM 03]. L'utilisation de plusieurs poinçon ayant des diamètres différents peut être envisagée pour former certaines zones nécessitant des déformations plus importantes sur certaines pièces complexes. La taille de l'incrément vertical (qui est associé à l'incrément horizontal en fonction de l'angle de la paroi de formage choisie) a une incidence directe sur le temps de mise en forme et sur la qualité de l'état de surface de la pièce finale. Les notions d'emboutissabilité et de formabilité sont très importantes. Pour la réalisation d'une même pièce, il est possible à partir d'un cas où la formabilité est meilleure d'avoir une emboutissabilité plus faible. Le succès de la réalisation d'une pièce réside dans la capacité à répartir de façon homogène les déformations sur toute la pièce et à éviter de localiser dans certaines zones des déformations trop importantes, synonymes de rupture.

3.5 Conclusions et perspectives

L'utilisation du banc multicaméras combinée au logiciel Vic-3D[®] a permis lors des différents essais réalisés d'étudier les états de déformations que subit la tôle lors de sa mise en forme.

La première partie de cette étude concerne la méthode de mise en forme. Dans le cas du formage incrémental un point (SPIF), la mise en forme est réalisée par formage négatif, le poinçon forme la pièce de l'extérieur de la tôle vers l'intérieur. En formage incrémental deux points (TPIF), le poinçon commence par former l'intérieur de la pièce, on parle de formage positif. L'idée de former de l'intérieur vers l'extérieur en SPIF a été utilisée. Dans le cas de troncs de cône, le poinçon forme des cercles en formage négatif et des anneaux en formage positif. Les efforts verticaux rencontrés lors de la mise en forme sont légèrement supérieurs en formage négatif. De plus, former de l'intérieur vers l'extérieur diminue les déformations de la tôle, et le poinçon passe plusieurs fois au même endroit sur la tôle. Le fait de passer toujours dans le même sens sur ces zones ou au contraire d'alterner le sens n'a pas d'influence sur les efforts, mais a un impact sur les déformations générées. L'inversion du sens de la trajectoire du poinçon diminue les déformations engendrées lors de la mise en forme de la pièce. L'inconvénient du formage positif est sa durée de mise en forme, car le poinçon forme des anneaux et non plus des cercles comme en formage négatif.

La seconde partie aborde la taille des incréments verticaux, avec quatre cas d'études : $\Delta z=16$ mm, $\Delta z=4$ mm, $\Delta z=10$ mm et $\Delta z=0.4$ mm. Les données obtenues par le capteur de forces du pilote SPIF montrent que les efforts obtenus lors de la mise en forme diminueraient avec la taille des incréments. L'incrément étant plus petit, le poinçon pénètre moins dans la tôle ce qui explique que l'effort horizontal soit plus faible. La zone déformée plastiquement étant plus petite, l'effort vertical nécessaire pour déformer plastiquement à nouveau cette zone sera plus faible. Enfin, les résultats extraits de la corrélation d'images montrent que la diminution de la taille des incréments augmente les déformations générées lors de la mise en forme.

La dernière section s'intéresse à l'influence du diamètre du poinçon, de la taille des incréments verticaux et du type d'alliage d'aluminium utilisé sur la formabilité et l'emboutissabilité des tôles. Nos résultats confirment la bibliographie : l'utilisation de petits incréments et un poinçon de petit diamètre améliorent la formabilité des tôles. Néanmoins, à partir d'une tôle à haute formabilité il est possible d'obtenir lors de la mise en forme de la tôle une emboutissabilité faible. Le choix de la taille des incréments et du diamètre du poinçon est importante, mais il est primordial d'utiliser une trajectoire de poinçon qui homogénéisera la répartition des déformations sur la pièce de façon à améliorer l'emboutissabilité.

Le banc multi-caméras, la corrélation d'images et le capteur de forces tri-axes offrent de nombreuses données pour chaque essai de formage incrémental. Le choix de l'image et des données à analyser est vaste mais doit être pertinent. Les données traitées et présentées dans ce chapitre semblaient être les plus pertinentes, ainsi que le choix des paramètres de formage incrémental étudiés. Néanmoins, de nombreuses autres études pourraient également être réalisées à l'aide du pilote et de son instrumentation, notamment des études sur l'angle de mise en forme critique, sur les conditions de lubrification, sur les vitesses de déplacement du poinçon, sur les conditions de bridage de la tôle, ...

Ce chapitre s'est intéressé à l'aspect expérimental du procédé de formage incrémental à travers l'analyse d'essais réalisés sur le pilote SPIF. Dans l'optique de réaliser des simulations éléments finis du procédé de formage incrémental un point, que ce soit pour la mise en forme de pièces complexes ou juste de chemins de chargement simples, il est nécessaire de connaître et de modéliser le comportement des matériaux. Le chapitre suivant présente des modèles de comportement d'alliages d'aluminium à travers les lois d'écroutissage mais surtout étudie plusieurs critères de plasticité anisotropes. Les différents essais mécaniques nécessaires à l'identification des paramètres de ces modèles de comportement sont également présentés.

Bibliographie

- [JES 04] J. Jeswiet, E. Hagan. "Analysis of surface roughness for parts formed by CNC incremental forming". Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 218 Part B, J. Engineering Manufacture (2004), p 1307-1312.
- [FIL 05] G. Ambrogio, L. De Napoli, L. Filice, F. Gagliardi, M. Muzzupappa. "Application of Incremental Forming process for high customised medical product manufacturing". Journal of Materials Processing Technology 162-163 (2005), pp. 156-162.
- [ATT 07] A. Attanaso, E. Ceretti, L. Mazzone, C. Giardini. "Use of TPIF or SPIF for Prototype Productions : an actual case". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 163-168.
- [AMB 07] G. Ambrogio, L. Filice, L. Manco, F. Micari. "A depth dependant analytical approach to determine material breaking in SPIF". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007). p 331-336.
- [BIA 04] A. M. Bianchi et al. "Transferts Thermiques" Presses polytechniques et universitaires romandes, 2004.
- [CAB 89] J. Cabrol "Transfert de chaleur. Tome 1 : les principes." Masson, 1989.
- [VAN 07] A. Van Bael, P. Eyckens, S. He, C. Bouffieux, C. Henrard, A.M Habraken, J. Dufflou et P. Van Houtte. "Forming Limit Predictions for Single-Point Incremental Sheet Metal Forming". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 309-314.
- [OLE 07] V. Oleksik, O. Bologna, G.Racz and R. Breaz. "Numerical Simulations and Experimental Researches for Determining the Forces of Incremental Sheet Forming Process". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), pp. 245-251.
- [DEJ 07] S. Dejardin, S. Thibaud, J.C Gelin. "Experimental and numerical Investigations in Single Point Incremental Sheet Forming For Micro Parts". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), pp. 145-150.
- [JES 05] J. Jeswiet, F. Micari, G. Hirt, A. Bramley, J. Dufflou et J. Allwood. "Asymmetric Single Point Incremental Forming of Sheet Metal". Annals of CIRP 54(1), (2005) pp. 623-650.
- [PAR 03] J.J. Park, Y-H. Kim. "Fundamental studies on the incremental sheet metal forming technique." Journal of Materials Processing Technology, (2003), 447-453.
- [HIR 04] G. Hirt, J. Ames, M. Mambach. R. Kopp. "Forming Strategies and Process Modelling for CNC Incremental Sheet Forming." Annals of the CIRP vol. 53/1 (2004), pp. 203-206.
- [EMM 09] W.C. Emmens, A.H. van den Boogaard. "An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming." Journal of Materials Processing Technology, Volume 209, Issue 8, 21 April 2009, pp.3688-3695.
- [JES 05B] J. Jeswiet, D. Young. "Forming limit diagrams for single-point incremental forming of aluminium sheet". Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers. Part B. Journal of engineering manufacture, (2005), vol. 219, no4, pp. 359-364.
- [FIL 02] L. Filice, L. Fratini, F. Micari. "Analysis of Material Formability in Incremental Forming". Annals of the CIRP, 51, 1, (2002), 199-202.

-
- [JES 04] J. Jeswiet, E. Hagan. "Analysis of surface roughness for parts formed by CNC incremental forming". Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 218 Part B, J. Engineering Manufacture (2004), p 1307-1312.
- [HIR 02] G. Hirt, S. Junk, N. Witulski "Incremental Sheet Forming : Quality Evaluation and Process Simulation". 7th International Conference on Technology of Plasticity,(2002), Yokohama, Japon, papier n°343.
- [MAT 94] S. Matsubara "Incremental Backward Bulge Forming of a sheet Metal with a Hemispherical Tool". Journal of the JSTP, vol. 35 (1994), pp. 1311-1316.
- [JES 01B] J. Jeswiet, E. Hagan. "Rapid Proto-typing of a Headlight with Sheet Metal". Proceedings of Shemet, (2001), pp. 165-170.
- [LEA 01] D. Leach, A.J. Green, A.N. Bramley. "A new incremental sheet forming process for small batch and prototype parts". 9th International Conference on Sheet Metal, Liège, (2001), pp. 211-218.
- [BAM 03] M. Bambach, G. Hirt, S. Junk. "Modelling and experimental evaluation of the incremental CNC sheet metal forming process." In : Proceedings 7th COMPLAS, (2003), Barcelona, Spain, April 7-10.

Chapitre 4

Modélisation du comportement plastique anisotrope de différents alliages d'aluminium

L'apparition des logiciels éléments finis a considérablement modifié l'approche que l'on fait des procédés de mise en forme des tôles. Les simulations numériques ont remplacé en partie des essais expérimentaux souvent coûteux nécessaires à la mise en forme correcte des pièces. Néanmoins, les résultats des simulations éléments finis sont sensibles à de nombreux paramètres tels que le type de logiciel utilisé, le type d'éléments, les conditions limites, ... L'un des points les plus importants concerne : (a) la modélisation du comportement des matériaux et (b) l'identification correcte des paramètres du modèle proposé. Le modèle utilisé dans la simulation doit être fidèle au comportement réel du matériau soumis à différentes sollicitations mécaniques.

Dans ce chapitre nous allons donc étudier dans un premier temps le comportement mécanique des différents alliages d'aluminium utilisés. La deuxième partie présente différents modèles de comportement et aborde différents critères de plasticité susceptibles de pouvoir reproduire l'anisotropie des tôles. Les formulations et l'identification des paramètres de ces modèles sont enfin explicitées.

4.1 Etude expérimentale

4.1.1 Comportement mécanique des alliages d'aluminium étudiés

Afin de caractériser le comportement mécanique des alliages d'aluminium présentés dans le chapitre 2, des essais de traction uniaxiale sont réalisés sur des éprouvettes prélevées dans plusieurs directions par rapport à la direction de laminage de la tôle.

4.1.1.1 Moyens d'essais et de mesures

Une machine d'essais électromécanique de traction INSTRON 5800, présentée sur la figure 4.1 (a), est utilisée. Une cellule de force de gamme 0-30 kN est positionnée sur la traverse supérieure. Les mors utilisés pour maintenir l'éprouvette sont des mors plats.

Un extensomètre INSTRON de base 12.5 mm et d'allongement maximal égal à 5 mm est utilisé.

En outre, le banc stéréoscopique décrit dans le chapitre 2 est également positionné devant la machine afin de pouvoir acquérir des champs de déplacements ou de déformations. Ainsi la mesure de déformations fournie par l'extensomètre peut être comparée à la mesure de déformations obtenue par stéréo-corrélation d'images. La corrélation d'images offre la possibilité de calculer un champ de déformations contrairement à la mesure fournie par l'extensomètre qui demeure globale. Cependant, il est possible d'extraire par moyennage du champ de déformations obtenu,

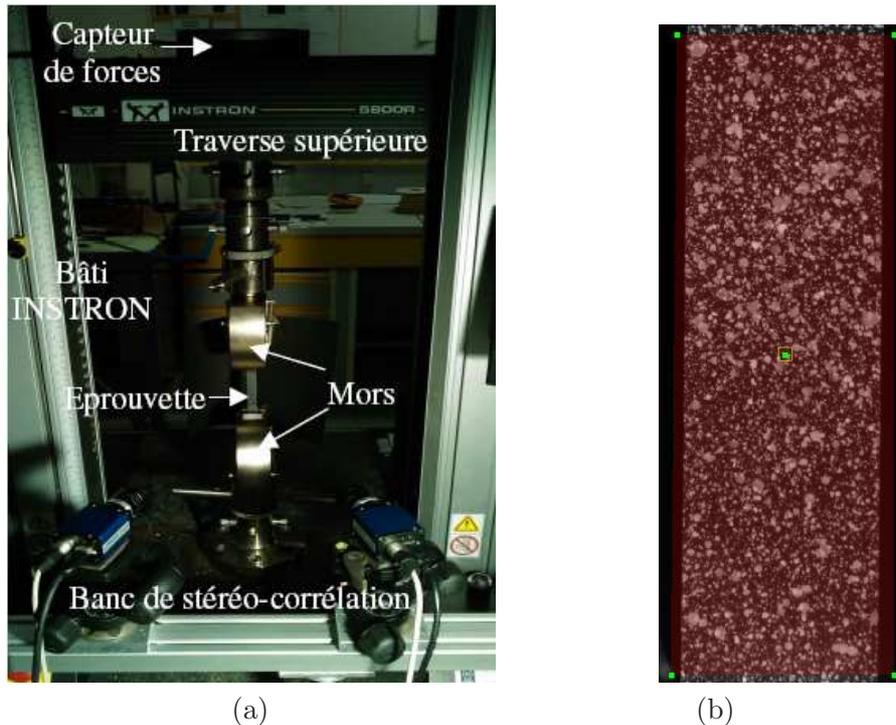


Figure 4.1 – Machine d'essais électromécanique de traction INSTRON 5800 (a), et présentation de l'AOI de l'éprouvette (b)

une mesure globale que l'on peut comparer à celle donnée par l'extensomètre. La figure 4.2 présente la courbe d'érouissage obtenue sur l'alliage 2024-T3 dans la direction de laminage. Elle représente l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation logarithmique obtenue à partir de la mesure de l'extensomètre d'une part et par la corrélation d'images d'autre part. La bonne superposition de ces deux courbes permet de valider ces deux types de mesures. De plus, la corrélation d'images est un moyen de mesure sans contact qui permet d'obtenir les déformations longitudinales et transverses, ce qui évite l'utilisation d'un deuxième extensomètre dont le positionnement est plus délicat.

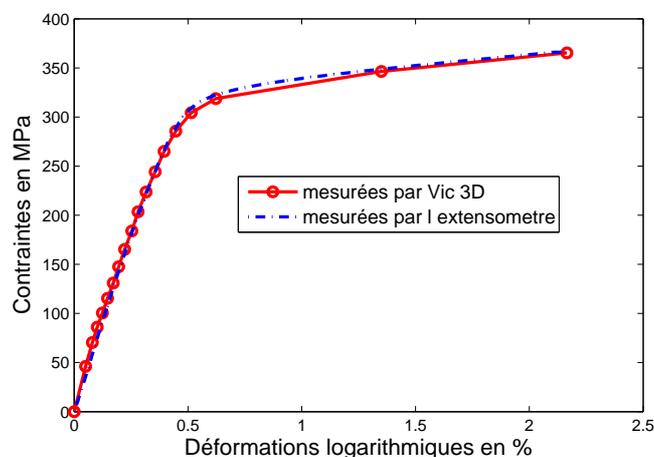


Figure 4.2 – Comparaison des déformations mesurées par Vic-3D et par l'extensomètre dans le domaine élasto-plastique lors d'un essai de traction sur l'alliage 2024-T3

Pour chaque essai, la taille de la fenêtre de corrélation est de 21 pixels soit une résolution spatiale sur les déplacements de 0.8 mm et une $ZC\varepsilon$ (Zone de Calcul des Déformations) de 25 pixels soit une résolution spatiale sur les déformations de 0.95 mm, pour un grossissement de 0.038 mm par pixel. Les essais sont réalisés avec une vitesse de déplacement de la traverse supérieure (la traverse inférieure étant fixe) de $2 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$. La figure 4.1 (b) présente l'AOI de l'éprouvette dont les dimensions sont de $37.0 \times 12.4 \text{ mm}^2$.

Afin d'étudier l'anisotropie du matériau, des essais sont effectués sur des éprouvettes prélevées dans différentes directions de la tôle. L'angle défini par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes, illustré par la figure 4.3, est noté α . Ainsi l'angle 0° correspond à la direction de laminage et 90° au sens transverse. Cinq directions intermédiaires (15° , 30° , 45° , 60° et 75°) sont également étudiées.

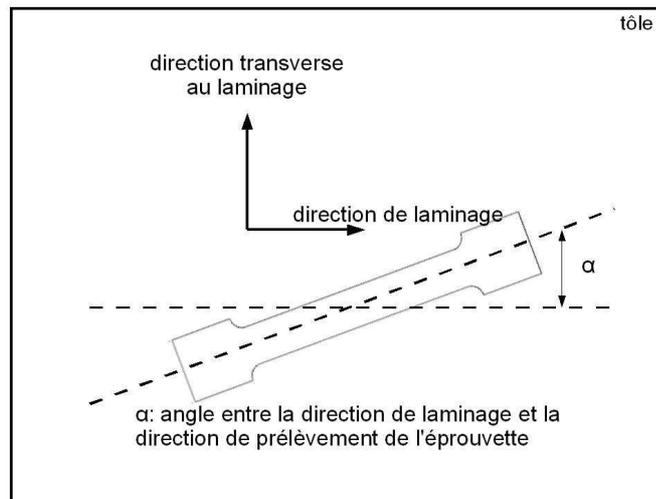


Figure 4.3 – Représentation de l'angle défini par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes

4.1.1.2 Présentation des résultats des essais de traction

Une première analyse des courbes représentant la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie (logarithmique) présentées sur la figure 4.4 permet de déterminer des grandeurs caractéristiques comme le module d'élasticité (E), la limite d'élasticité conventionnelle ($R_{p0.2}$), la contrainte avant striction (R_m) ou l'allongement à la rupture ($A\%$). Les déformations présentées sont mesurées par corrélation d'images. Les résultats présentés sur la figure 4.4 sont obtenus à partir d'essais de traction réalisés dans le sens de laminage et comparent les trois alliages d'aluminium étudiés.

Les tableaux 4.1 à 4.3 présentent les résultats obtenus pour les différentes nuances d'alliages d'aluminium étudiés. Pour les alliages 2024-T3 et 5086-H111, deux séries d'essais ont été réalisées. Les résultats présentés ici sont donc les moyennes des valeurs des deux essais, l'ensemble des résultats sont présentés en annexe. Une seule série d'essais a également été réalisée pour l'Al-Li.

Concernant l'alliage 2024-T3 (cf. tableau 4.1), le module d'Young moyen est de 73.5 GPa avec un écart-type de 1.17, le comportement élastique est donc considéré isotrope. Il est indépendant de la direction de prélèvement des éprouvettes contrairement à la limite élastique $R_{p0.2}$ et à la limite avant striction R_m . L'allongement à la rupture moyen est de 21.5 % pour un écart-type de 0.5 %. Ces résultats confèrent au matériau un caractère anisotrope dans le sens où le seuil de plasticité est dépendant de la direction de prélèvement des éprouvettes également appelées direction d'anisotropie. En revanche, l'évolution de la plasticité (loi d'écrouissage) peut être

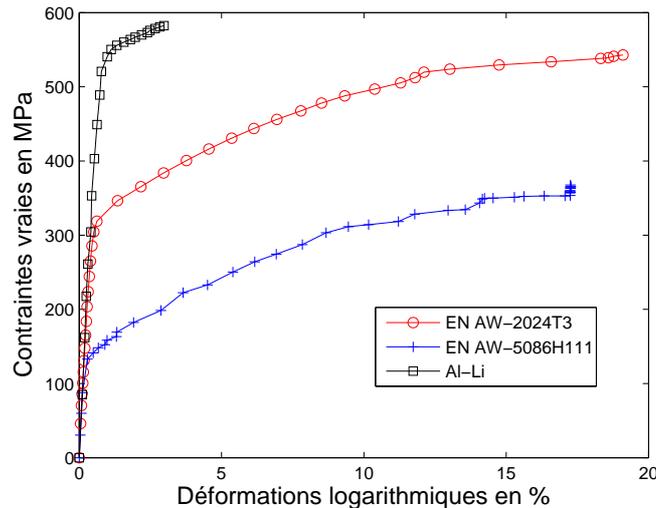


Figure 4.4 – Contraintes vraies en fonction des déformations logarithmiques mesurées par Vic 3D dans la direction de laminage pour les différents alliages d'aluminium étudiés

direction d'anisotropie	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°	moyenne	écart-type
E (GPa)	73	75	72	74	72	74	74	73.5	1.17
R _{p0.2} (MPa)	325	316	313	297	305	295	296	306.9	13.39
R _m (MPa)	549	538	540	540	525	538	536	538.0	6.74
A (%)	21.6	20.9	22.1	22.5	20.9	21.8	21.1	21.55	0.549

Tableau 4.1 – Propriétés mécaniques du 2024-T3

considérée comme indépendante de la direction d'anisotropie, elle est donc considérée comme isotrope. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour les sept essais (0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° et 90°) au cours d'un essai de traction est présentée en annexe (cf. figure 6.31).

direction d'anisotropie	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°	moyenne	écart-type
E (GPa)	70	69	70	71	69	70	72	70.1	0.88
R _{p0.2} (MPa)	134	136	131	133	128	133	137	133.4	2.93
R _m (MPa)	365	369	363	364	355	366	370	364.7	5.01
A (%)	24.4	24.6	24.5	24.8	24.5	25.1	24.1	24.54	0.331

Tableau 4.2 – Propriétés mécaniques du 5086-H111

En revanche, les résultats du tableau 4.2 montrent que l'alliage 5086-H111 présente un comportement élasto-plastique isotrope car sa limite d'élasticité est proche dans toutes les directions, 133.4 MPa pour un écart-type de 2.93. Sa ductilité est supérieure à celle du 2024-T3 tandis que sa limite élastique et son module d'élasticité sont inférieurs. La différence entre ces propriétés explique en partie la meilleure formabilité du 5086-H111 observée dans le chapitre 3. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour les sept essais (0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° et 90°) au cours d'un essai de traction est présentée en annexe (cf. figure 6.32).

Comme pour l'alliage 2024-T3, les résultats du tableau 4.3 mettent en avant le comportement élastique isotrope de l'alliage Al-Li et un comportement plastique anisotrope. Ce matériau possède la limite élastique la plus importante, néanmoins, son allongement à la rupture est très

direction d'anisotropie	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°	moyenne	écart-type
E (GPa)	74	72	75	71	75	69	73	72.7	2.21
R _{p0.2} (MPa)	546	486	452	491	504	553	551	526	30.93
R _m (MPa)	582	552	520	536	556	580	580	558	24.19
A (%)	3.0	4.0	5.1	4.1	5.4	3.3	3.8	4.1	0.879

Tableau 4.3 – Propriétés mécaniques de l'Al-Li

faible (A=4.1 %), ce matériau est très peu ductile. Son module d'élasticité de 72.7 GPa demeure plus faible que les données obtenues dans la littérature (E=80 GPa) [DEV 92]. L'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour les sept essais (0°, 15°, 30°, 45°, 60°, 75° et 90°) au cours d'un essai de traction est présentée sur la figure 4.5.

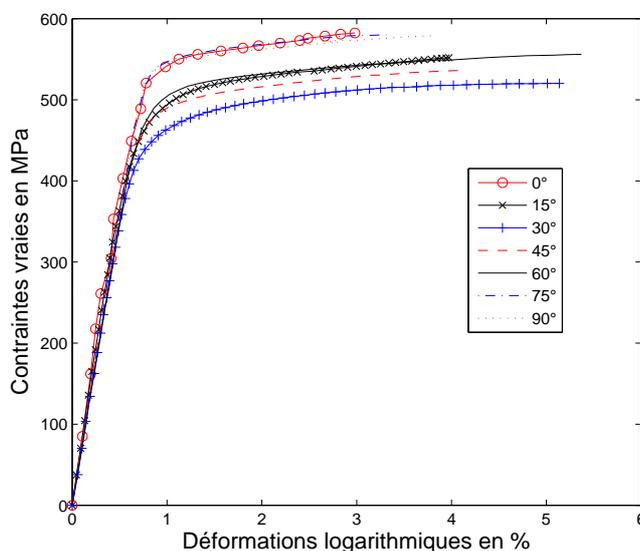


Figure 4.5 – Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'Al-Li

L'analyse des limites d'élasticité permet de connaître le comportement du matériau (isotrope ou anisotrope), cependant une autre méthode existe permettant de caractériser le comportement des tôles. Elle concerne l'étude des coefficients d'anisotropie.

4.1.2 Détermination des coefficients d'anisotropie

Le coefficient d'anisotropie r_α est défini comme le rapport entre la vitesse de déformation plastique transversale ($\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}$) et la vitesse de déformation plastique dans l'épaisseur ($\dot{\varepsilon}_{zz}^{pl}$) lors d'un essai de traction réalisé sur une éprouvette prélevée dans une direction faisant un angle (α) avec la direction de laminage (cf. figure 4.6).

$$r_\alpha = \frac{\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_{zz}^{pl}} \quad (4.1)$$

Ces données sont obtenues à partir des mêmes essais de traction que ceux présentés précédemment. En effet, la stéréo-corrélation permet d'obtenir les déformations dans le plan de l'éprouvette, c'est-à-dire pour les directions ε_{xx} et ε_{yy} , les déformations mesurées correspondent aux déformations totales. Les déformations plastiques sont obtenues en supposant la partition

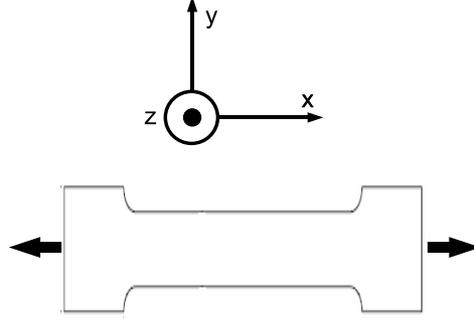


Figure 4.6 – Repère de l'essai de traction

de la déformation totale en une partie élastique et une partie plastique : $\underline{\varepsilon}^{pl} = \underline{\varepsilon}^{tot} - \underline{\varepsilon}^{el}$. Les déformations élastiques sont obtenues à partir de la loi de Hooke :

$$\underline{\varepsilon}^{el} = -\frac{\nu}{E} Tr(\underline{\sigma}) \underline{I} + \frac{1+\nu}{E} \underline{\sigma} \quad (4.2)$$

où ν le coefficient de poisson est défini par l'équation suivante :

$$\nu = -\frac{\varepsilon_{xx}^{el}}{\varepsilon_{yy}^{el}} \quad (4.3)$$

La valeur moyenne obtenue pour nos trois alliages est 0.33 ce qui correspond aux valeurs typiques pour les alliages d'aluminium.

Les déformations plastiques sont donc calculées, à partir de l'équation 4.2 par les équations suivantes :

$$\varepsilon_{xx}^{pl} = \varepsilon_{xx}^{tot} - \varepsilon_{xx}^{el} = \varepsilon_{xx}^{tot} - \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad \text{dans la direction de sollicitation} \quad (4.4)$$

$$\varepsilon_{yy}^{pl} = \varepsilon_{yy}^{tot} - \varepsilon_{yy}^{el} = \varepsilon_{yy}^{tot} + \nu \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad \text{dans les autres directions}$$

Grâce au principe d'incompressibilité plastique, $Tr(\underline{\varepsilon}^{pl}) = \varepsilon_{xx}^{pl} + \varepsilon_{yy}^{pl} + \varepsilon_{zz}^{pl} = 0$, la déformation plastique dans l'épaisseur est déduite de l'expression suivante : $\varepsilon_{zz}^{pl} = -\varepsilon_{xx}^{pl} - \varepsilon_{yy}^{pl}$.

Les vitesses de déformation plastique sont obtenues à partir des courbes déformations plastiques en fonction du temps ($\varepsilon^{pl}=f(t)$) et correspondent à la pente de ces droites.

Le coefficient de Lankford se calcule à partir des coefficients d'anisotropie : $\frac{r_0+2r_{45}+r_{90}}{4}$, avec r_α définit par l'équation (4.1). On rappelle ici que plus le coefficient de Lankford est grand, plus l'amincissement moyen de la tôle sera faible pour un allongement donné et plus le matériau sera anisotrope. L'emboutissabilité de la tôle sera donc meilleure puisqu'elle pourra subir des allongements plus importants sans apparition de défaut dans l'épaisseur, une striction par exemple. Un coefficient de Lankford de 1 correspond à un matériau isotrope plastique. Le tableau 4.4 présente les valeurs moyennes des coefficients d'anisotropie obtenus pour les différentes directions de la tôle pour les différents alliages d'aluminium ainsi que le coefficient de Lankford pour chaque matériau.

On observe que les coefficients d'anisotropie calculés sur l'alliage 2024-T3 sont tous inférieurs à 1. Les vitesses de déformations plastiques calculées dans l'épaisseur sont donc plus élevées que celles calculées dans le sens transversal. Dans le cas du 5086-H111, les coefficients d'anisotropie et le coefficient de Lankford ne sont pas non plus égaux à 1. Ce matériau présente donc un comportement plutôt isotrope si l'on se réfère aux valeurs de ses différentes limites d'élasticité dans le plan mais possède des coefficients d'anisotropie différents par rapport aux directions de

coefficient de Lankford	r ₀	r ₁₅	r ₃₀	r ₄₅	r ₆₀	r ₇₅	r ₉₀
2024-T3							
0.880	0.732	0.746	0.764	0.904	0.884	0.935	0.978
5086-H111							
0.790	0.722	0.741	0.828	0.893	0.824	0.695	0.650
Al-Li							
1.389	1.578	1.168	1.584	1.620	0.794	0.509	0.737

Tableau 4.4 – Coefficients d'anisotropie et de Lankford pour les trois matériaux étudiés

prélèvement des éprouvettes. Barlat et al. [BAR 03] ont également montré ce phénomène pour un alliage d'aluminium-magnésium proche de l'alliage 5086-H111. L'aluminium-lithium possède des coefficients d'anisotropie supérieurs et inférieurs à 1. Les vitesses de déformations plastiques sont donc très différentes dans ce matériau. Sur le seul critère de la valeur du coefficient de Lankford, l'alliage Al-Li présente une meilleure emboutissabilité car il possède la valeur la plus importante.

Dans la suite, les limites d'élasticité et les coefficients d'anisotropie identifiés à 0°, 45° et 90° sont utilisés comme données de base afin d'identifier différents critères de plasticité. Ces critères sont ensuite validés à partir des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie calculés pour les directions intermédiaires (15°, 30°, 60° et 75°).

4.1.3 Conclusions sur l'étude expérimentale

D'un point de vue de la composition chimique et de leurs traitements thermiques, la présentation des alliages d'aluminium au chapitre 2 montrait que les alliages étudiés étaient très différents. Les résultats des essais de traction effectués dans plusieurs directions de la tôle mettent en avant des comportements mécaniques très différents. L'Al-Li a une limite élastique importante mais un très faible allongement à la rupture, contrairement au 5086-H111. Ces trois alliages ont un comportement élastique et une évolution de la plasticité isotrope. L'hypothèse d'un comportement isotrope pour le 5086-H111 est retenue. Les alliages 2024-T3 et Al-Li quant à eux possèdent des comportements plastiques anisotrope. Cependant, il serait nécessaire d'étoffer la base de données expérimentales de ces essais de traction.

Les courbes contraintes-déformations obtenues à partir des essais de traction vont permettre d'identifier les paramètres de loi d'écroutissage isotrope. Les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité, quand à eux, vont permettre d'identifier les paramètres des critères de plasticité présentés dans la section suivante.

4.2 Modèles de comportement élasto-plastique

Dans notre cas, un modèle élasto-plastique est utilisé, en effet, des résultats du chapitre 3 ont permis de valider le fait que les températures induites lors du procédé de formage incrémental (inférieures à 100°C) ne nécessitent pas l'utilisation d'un modèle plus complexe de type viscoplastique. Un modèle de comportement élasto-plastique est constitué d'un critère de plasticité et d'une ou plusieurs lois d'écroutissage. Les critères de plasticité peuvent être anisotrope ou isotrope. Comme évoqué précédemment, l'évolution du critère de plasticité est uniquement isotrope. Cependant, il pourrait être combiné à un écroutissage cinématique traduisant le comportement élasto-plastique cyclique du matériau. Il est clair que ce type de sollicitation joue un rôle en formage incrémental, cependant cet effet n'a pu être identifié dans cette étude du fait d'un manque de données en fatigue de ces matériaux. En effet, les paramètres de l'écroutissage cinématique sont difficiles à identifier à partir de tôles. Ainsi, seul un écroutissage isotrope est considéré dans les modèles.

4.2.1 Lois d'érouissage et surface de charge

4.2.1.1 Surface de charge

La surface de charge f représente la limite entre les domaines élastique et plastique pour un matériau à un instant donné. Les lois d'érouissage tiennent compte de l'évolution de cette surface de charge au cours de la sollicitation exercée sur le matériau. Cette surface est régi par plusieurs conditions [LEM 85] :

$$\begin{aligned} f < 0 & \Rightarrow \text{comportement élastique} \\ f = 0 \text{ et } \frac{df}{dt} = 0 & \Rightarrow \text{écoulement plastique} \\ f = 0 \text{ et } \frac{df}{dt} < 0 & \Rightarrow \text{décharge élastique} \end{aligned}$$

Pour les matériaux à érouissage positif, la surface de charge s'exprime en fonction des composantes du tenseur des contraintes et dépend de l'état d'érouissage par l'intermédiaire des variables internes, généralement les forces thermodynamiques, dans notre cas, R (érouissage isotrope, qui correspond à la dilatation de la surface de charge). La surface de charge s'écrit donc de la manière suivante :

$$f = f(\underline{\sigma}, R) = f(\underline{\underline{C}} \underline{\underline{S}} : \underline{\underline{S}}) - R \quad (4.5)$$

$\underline{\underline{C}}$ est un tenseur d'ordre quatre représentant l'anisotropie du matériau, $\underline{\underline{S}}$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes et R est la loi d'érouissage isotrope.

A partir de cette surface de charge et de l'hypothèse de normalité généralisée associée aux phénomènes dissipatifs instantanés, les lois d'écoulement sont obtenues par les relations suivantes :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\underline{\sigma}}} \quad - \dot{r} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial R} \quad (4.6)$$

où r est la variable associée à R . Le multiplicateur plastique $\dot{\lambda}$, indépendant du temps, est déterminé par la condition de consistance : $f = \dot{f} = 0$.

4.2.1.2 Formulations des lois d'érouissage isotrope

La littérature fait état d'un certain nombre de lois d'érouissage isotrope, principalement des lois puissances (Ludwig, Swift, ...) ou des lois exponentielles. Les lois les plus utilisées sont référencées dans le tableau 4.5.

Nom	Expression	coefficients à déterminer
Ludwig	$R = R_0 + K \left(\varepsilon_{eq}^{pl} \right)^n$	R_0, K et n
Swift	$R = R_0 + K \left(\varepsilon_{eq}^{pl} + \varepsilon_0 \right)^n$	R_0, K, ε_0 et n
Loi exponentielle	$R = R_0 + Q \left(1 - e^{(-b\varepsilon_{eq}^{pl})} \right)$	R_0, Q et b

Tableau 4.5 – Lois d'érouissage isotrope les plus utilisées

La déformation plastique équivalente (ε_{eq}^{pl}) est défini par l'équation suivante :

$$\varepsilon_{eq}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl} : \underline{\underline{\varepsilon}}^{pl}} \quad (4.7)$$

La loi d'érouissage que nous avons retenue est la loi de Ludwig. Elle possède trois coefficients à identifier, R_0 la limite d'élasticité et K, n des paramètres matériaux définissant l'érouissage.

$$R = R_0 + K \left(\varepsilon_{eq}^{pl} \right)^n$$

Identification de l'écrrouissage connaissant la limite d'élasticité à 0.2% de déformation plastique ($R_{p0.2}$)

Comme expliqué précédemment, $R_{p0.2}$ est la limite d'élasticité conventionnelle identifiée à partir de la courbe $\sigma - \varepsilon^{tot}$ et correspond à la contrainte de traction pour une déformation plastique de 0.2%. Identifier les paramètres de la loi de Ludwig en connaissant la valeur de $R_{p0.2}$ revient à n'identifier que K et n à partir de la courbe $\sigma - \varepsilon^{pl}$. La figure 4.7 présente la loi d'écrrouissage identifiée à partir de données expérimentales de l'alliage 2024-T3 dans la direction de laminage de la tôle.

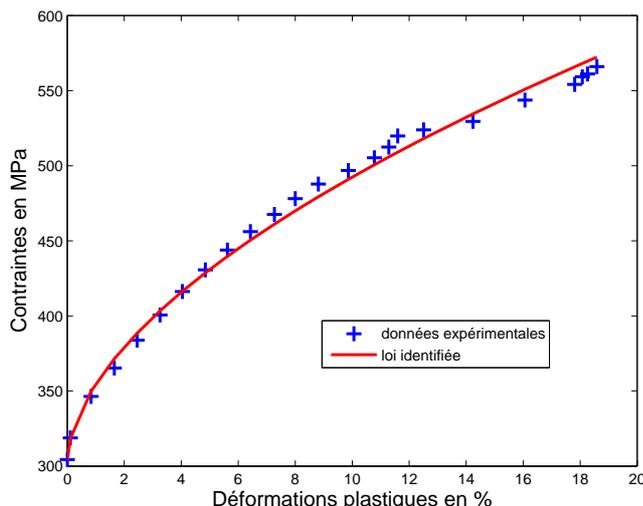


Figure 4.7 – Détermination des paramètres d'écrrouissage K et n sur l'alliage 2024-T3 dans la direction 0°

Pour identifier les paramètres K et n , une méthode d'optimisation basée sur l'écart au sens des moindres carrés entre les contraintes obtenues à partir du modèle et les contraintes expérimentales est utilisée. Le tableau 4.6 présente les valeurs des paramètres d'écrrouissage obtenues dans différentes directions pour deux des trois matériaux étudiés.

Matériau	5086-H111			2024-T3			
	direction	0°	45°	90°	0°	45°	90°
K (MPa)		556	549	546	600	583	595
n		0.590	0.590	0.590	0.570	0.570	0.570
$R_{p0.2}$ (MPa)		134	133	137	325	297	296
couple choisi		$K=550$ $n=0.59$			$K=593$ $n=0.57$		

Tableau 4.6 – Paramètres identifiés à partir d'essais de traction réalisés dans plusieurs directions de la tôle

Les paramètres d'écrrouissage obtenus, outre la limite élastique qui dépend du mode de durcissement de l'alliage, sont très proches. Dans ce cas la limite d'élasticité est identifiée séparément de K et n . Pour chaque matériau la valeur du paramètre n est identique dans chaque direction.

Identification simultanée de l'ensemble des paramètres de la loi d'écrrouissage

Dans ce cas, on ne connaît pas R_0 , il faut donc identifier simultanément les trois paramètres de la loi de Ludwig. R_0 correspond à la limite élastique à 0% de déformation plastique et l'iden-

tification est donc réalisée sur la courbe $\sigma - \varepsilon^{tot}$. Dans notre cas, l'écroissage étant isotrope, les paramètres K et n sont identiques dans toutes les directions de la tôle ($K_0=K_{45}=K_{90}=K$ et $n_0=n_{45}=n_{90}=n$) et le paramètre R_0 , qui dépend de la direction de la tôle, est laissé libre.

L'idée est donc de réaliser une optimisation sous contraintes à l'aide du logiciel Zoptim. Les données d'entrée sont les courbes $\sigma - \varepsilon^{tot}$ pour les directions 0° , 45° et 90° . Dans ce cas, le critère de plasticité isotrope de Von Mises présenté par la suite est utilisé. L'algorithme d'optimisation choisi est celui de Levenberg-Marquardt. Les résultats sont présentés dans le tableau 4.7. La prise en compte du domaine de transition élasto-plastique modifie surtout l'ordre de grandeur des valeurs de n (parfois du simple au double). Remarquons que la contrainte d'optimisation $n_0=n_{45}=n_{90}=n$ est difficile à respecter pour l'alliage Al-Li, néanmoins les valeurs obtenues sont proches.

Matériau	5086-H111			2024-T3			Al-Li		
direction	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
K (MPa)	601	601	601	626	626	626	365	365	365
n	0.4570	0.4570	0.4570	0.3036	0.3036	0.3036	0.3283	0.2358	0.4066
R_0 (MPa)	94	93	93	187	167	176	482	380	499

Tableau 4.7 – Identification des paramètres de la loi de Ludwig pour les trois alliages étudiés

Le tableau 4.8 compare les paramètres de la loi de Ludwig identifiés soit à partir de $R_{p0.2}$ soit à partir de R_0 .

Matériau	5086-H111		2024-T3	
Limite d'élasticité	$R_{p0.2}$	R_0	$R_{p0.2}$	R_0
K (MPa)	550	601	593	626
n	0.590	0.457	0.570	0.3036

Tableau 4.8 – Paramètres de la loi de Ludwig identifiés à partir de $R_{p0.2}$ ou R_0

Les résultats sont différents surtout pour le paramètre n qui modélise en particulier la zone de transition élasto-plastique [LEC 07]. $R_{p0.2}$ définit conventionnellement la limite d'élasticité, son identification est plus aisée que la limite d'élasticité vraie R_0 . Néanmoins dans le cadre de l'identification de modèle de comportement, l'utilisation de la valeur de R_0 dans les modèles de comportement semble plus pertinente.

La figure 4.8 montre que dans le cas de l'alliage 2024-T3, la loi de Ludwig ne représente pas parfaitement le comportement de cet alliage dans la zone de transition élasto-plastique. Il est alors possible d'améliorer la loi d'écroissage afin de couvrir une large gamme de déformation. Bron [BRO 04] propose par exemple une loi d'écroissage représentée par l'équation 4.8.

$$R(p) = R_0 \left[1 + K_0 p + K_1 \left(1 - e^{-k_1 p} \right) + K_2 \left(1 - e^{-k_2 p} \right) \right] \quad (4.8)$$

Elle permet de tenir compte aussi bien du domaine de transition élasto-plastique que du domaine des grandes déformations. Elle est constituée de six paramètres (K_0 , K_1 , K_2 , k_1 , k_2) plus la limite d'élasticité R_0 qui va dépendre de la direction de sollicitation de la tôle. La figure 4.8 compare les lois d'écroissage de Ludwig et de Bron pour l'alliage 2024-T3 dans la direction 0° . Ces résultats montrent bien que la loi d'écroissage ainsi définie représente mieux les données expérimentales que la loi de Ludwig.

Le tableau 4.9 présente les valeurs des paramètres de la loi d'écroissage de Bron identifiées pour les trois alliages d'aluminium. Pour rappel, les valeurs K_i et k_i sont indépendantes de la direction de prélèvement des éprouvettes. On constate que certains termes ne sont pas activés (valeurs $\leq 10^{-6}$).

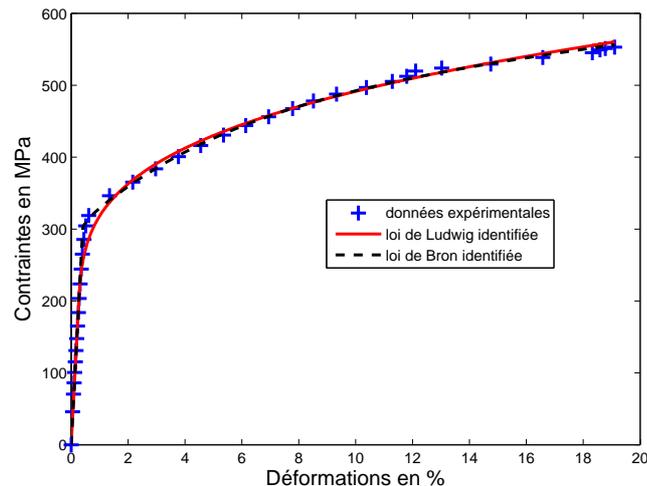


Figure 4.8 – Représentation des lois d'écroutissement de Ludwig et de Bron pour l'alliage 2024-T3 dans la direction 0°

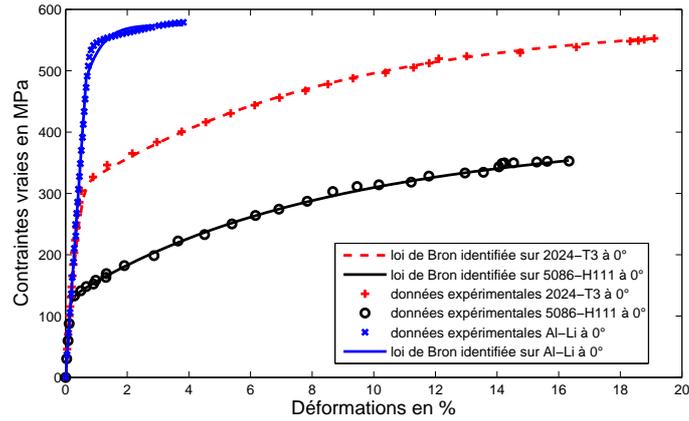
Matériau	2024-T3	5086-H111	Al-Li
K_0	10^{-6}	1.648	10^{-7}
K_1	1.721	0.043	0.1875
k_1	1204	503.1	10^{-7}
K_2	2.363	1.652	0.1769
k_2	12.56	14.59	220.9
R_0 (MPa)	114	127	491
R_{45} (MPa)	109	122	447
R_{90} (MPa)	111	126	488

Tableau 4.9 – Paramètres de la loi de Bron pour les trois alliages d'aluminium étudiés

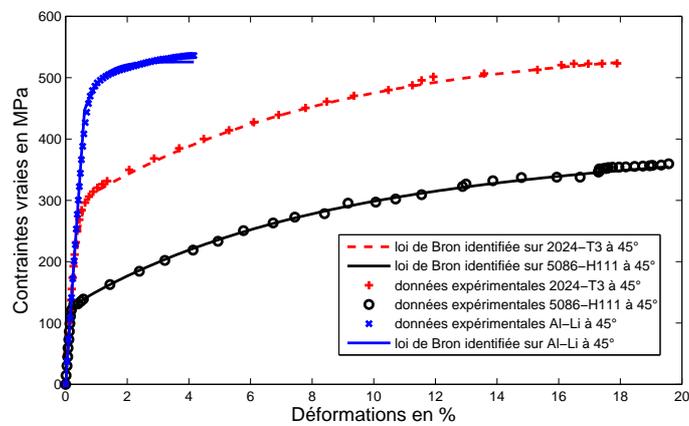
Ces paramètres permettent de représenter au mieux l'évolution de l'écroutissement isotrope dans les trois directions comme le montre la figure 4.9. Les courbes comparent les données expérimentales avec celles identifiées pour les alliages 2024-T3, 5086-H111 et Al-Li dans les directions 0° , 45° et 90° . Pour ces deux premiers alliages d'aluminium l'hypothèse d'un écroutissement isotrope est bien validée.

Cependant, ce n'est pas le cas de l'Al-Li comme le montre les courbes de la figure 4.9. En effet, pour le même jeu de paramètres, la loi d'écroutissement identifiée dans les trois directions pour cet alliage ne représente pas parfaitement le comportement du matériau. Il est donc nécessaire d'identifier les valeurs d'un jeu de paramètre K_i et k_i dépendant de la direction de prélèvement des éprouvettes, dont les résultats sont présentés dans le tableau 4.10. La figure 4.10 montre l'évolution de l'écroutissement isotrope dans les trois directions, avec dans chaque direction les paramètres différents optimisés permettant de mieux représenter l'évolution de la plasticité de l'alliage Al-Li qui peut être considéré comme légèrement anisotrope.

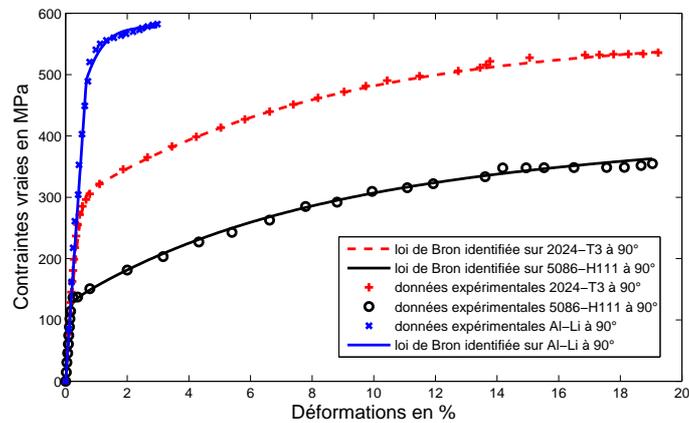
Pour résumer, la mise en place de la loi d'écroutissement utilisant deux termes exponentiels permet dans le cas des alliages 2024-T3 et 5086-H111 de mieux représenter l'évolution de la plasticité des alliages d'aluminium étudiés tant au niveau de la zone de transition élasto-plastique que dans la zone de grandes déformations. L'évolution de la plasticité des alliages 2024-T3 et 5086-H111 est considérée comme isotrope contrairement à celle de l'Al-Li qui a un comportement anisotrope.



(a)



(b)



(c)

Figure 4.9 – Représentation de la loi d'écroutissement de Bron pour les alliages 2024-T3, 5086-H111 et Al-Li dans les directions 0° (a) 45° (b) et 90° (c)

Pour modéliser le comportement élasto-plastique, l'évolution de la plasticité représentée par les lois d'écroutissement est couplée à un critère de plasticité correspondant à l'état initial du matériau. Ce critère de plasticité permet de faire la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique. Nous avons vu que les alliages étudiés pouvaient répondre à un critère isotrope, c'est le cas de l'alliage 5086-H111 ou à un critère anisotrope dans le cas des alliages Al-Li et 2024-T3.

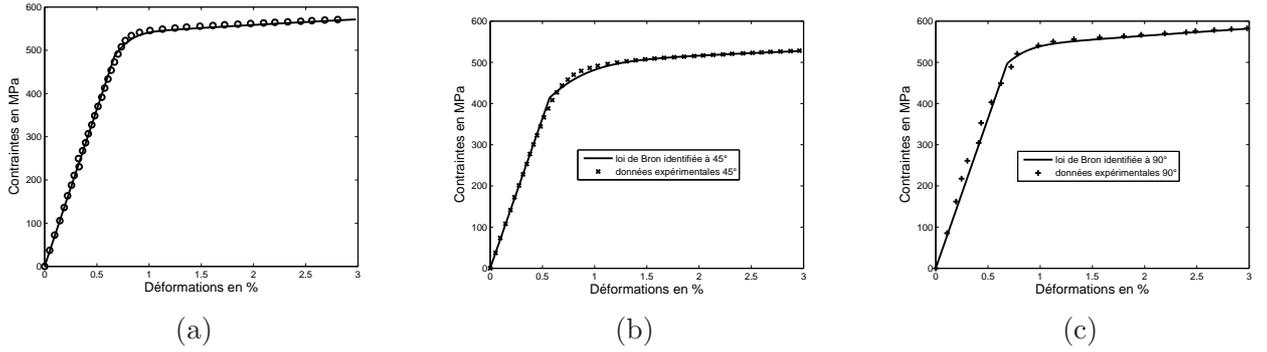


Figure 4.10 – Représentation des lois d'érouissage de Bron pour l'alliage Al-Li dans les directions 0° (a) 45° (b) et 90° (c)

Matériau	Al-Li		
	0°	45°	90°
K_0	0.862	0.690	1.267
K_1	0.0877	0.205	0.109
k_1	706	397	1098
K_2	0.314	0.131	0.103
k_2	10.36	23.32	19.94
R_0 (MPa)	497	414	487

Tableau 4.10 – Paramètres de la loi de Bron identifiés pour l'Al-Li pour chaque direction

La partie suivante présente le critère de plasticité isotrope de Von Mises avant de s'intéresser plus précisément aux critères de plasticité anisotrope.

4.2.2 Formulation du critère de plasticité isotrope de Von Mises

Le comportement de l'alliage 5086-H111 est considéré comme isotrope, le critère de Von Mises est donc utilisé [LEM 85], ce dernier étant rarement mis en défaut sur les matériaux métalliques isotropes.

Le critère dépend du second invariant J_2 et du tenseur déviatorique des contraintes \underline{S} et s'écrit de la façon suivante :

$$f = f(J_2, R_0) = \sigma_{eq} - R_0 = \sqrt{3J_2} - R_0 = \sqrt{\frac{3}{2} \underline{S} : \underline{S}} - R_0 \quad (4.9)$$

En développant l'expression dans l'espace des contraintes, le critère peut s'écrire :

$$f = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)]} - R_0 \quad (4.10)$$

ou dans l'espace des contraintes principales, il prend la forme suivante :

$$f = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} - R_0 \quad (4.11)$$

L'équation $R_0^2 = \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]$ correspond à l'équation d'un cylindre de base circulaire de rayon R_0 axé sur la trisectrice du repère principal. Ce critère ne nécessite que l'identification d'un seul paramètre R_0 .

4.3 Formulation et identification des critères de plasticité anisotrope

Le premier critère anisotrope de plasticité a été proposé par Hill [HIL 48] et est une extension du critère isotrope de Von Mises, un second critère de Hill a été développé en 1990 [HIL 90]. Ces critères sont utilisés pour les métaux mais ne sont pas forcément les mieux adaptés pour les alliages d'aluminium. Barlat et al. ont présenté un critère de plasticité anisotrope propre aux alliages d'aluminium [BAR 89] [BAR 91] [BAR 97]. D'autres critères de plasticité existent, comme le critère de Banabic et al. [BAN 03] [BAN 04] qui combine les avantages du critère de Barlat et Lian [BAR 89] avec celui de Karafillis et Boyce [KAR 93]. En 2004, Bron a proposé un nouveau critère anisotrope prenant, en théorie, mieux en compte le comportement des alliages d'aluminium [BRO 04]. Ce critère de plasticité est une extension des équations développées par Barlat et al. [BAR 91] et Karafillis et Boyce [KAR 93]. Il est constitué de 14 paramètres et nécessite la réalisation d'essais de traction sur éprouvettes entaillées. De plus l'identification des paramètres est réalisée par comparaison des résultats expérimentaux et des résultats issus d'une simulation éléments finis. L'utilisation de ce critère est longue et complexe.

Une étude comparative des critères de Hill48 et Hill90 ainsi que du critère de Barlat91 sera réalisée dans cette partie.

4.3.1 Critère de Hill48

Le critère de Hill48 [HIL 48] s'écrit de la façon suivante :

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2 + 2M(\sigma_{23})^2 + 2L(\sigma_{13})^2} - R_0 \quad (4.12)$$

Dans le cas de contraintes planes, le critère se réécrit :

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22})^2 + G(\sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2} - R_0 \quad (4.13)$$

Il peut également se formuler, pour un essai de traction, en fonction de la contrainte appliquée σ_α qui dépend de la direction de sollicitation et de l'angle α formé par les repères d'essai et d'anisotropie :

$$f = \sigma_\alpha \sqrt{(H+G) \cos(\alpha)^4 + (F+H) \sin(\alpha)^4 + 2(N-H) \cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2} - R_0 \quad (4.14)$$

En contraintes planes, quatre coefficients sont à déterminer (G, H, F et N), ils sont identifiés à partir des essais de traction présentés précédemment réalisés dans plusieurs directions de la tôle. Ces quatre coefficients dépendent de la limite d'élasticité et du coefficient d'anisotropie.

La contrainte d'écoulement se définit comme la limite d'élasticité quand $f=0$.

$$\sigma_\alpha = \frac{R_0}{\sqrt{(H+G) \cos(\alpha)^4 + (F+H) \sin(\alpha)^4 + 2(N-H) \cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2}} \quad (4.15)$$

R_0 est la limite délasticité dans le sens de laminage ($\alpha=0^\circ$).

Comme montré précédemment, le coefficient d'anisotropie se calcule à partir des vitesses de déformations plastiques obtenues à partir de la loi d'écoulement suivante $\underline{\varepsilon}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}}$. L'expression de r_α s'écrit donc de la façon suivante (les détails du calcul se trouvent en annexe) :

$$r_\alpha = \frac{(G + 4H + F - 2N) \sin(\alpha)^2 \cos(\alpha)^2 - H}{-G \cos(\alpha)^2 - F \sin(\alpha)^2} \quad (4.16)$$

Deux méthodes existent pour calculer ces paramètres. La première nécessite l'utilisation des coefficients d'anisotropie (r_0, r_{45}, r_{90}) [FLO 07]. La seconde utilise les contraintes d'écoulement

$(\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90})$ et un coefficient d'anisotropie (r_{45} par exemple) [HIL 48]. La seconde méthode respecte l'inégalité $\sigma_0 > \sigma_{90}$, observé lors de nos essais, ce qui n'est pas le cas de la première méthode.

Quatre paramètres sont à identifier pour le critère de Hill48, G, H, F et N, l'hypothèse suivante étant faite : $N=L=M$. Ces quatre paramètres peuvent être identifiés à partir des coefficients d'anisotropie ou des limites d'élasticité. Il n'existe donc pas une solution unique.

- **Première méthode** : utilisation des coefficients d'anisotropie r_0, r_{45}, r_{90} . Les quatre équations suivantes sont obtenues :

$$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad G = \frac{1}{r_0 + 1} \quad F = \frac{H}{r_{90}} \quad N = \frac{(F + G)(2r_{45} + 1)}{2} \quad (4.17)$$

$G+H=1$ est une condition déduite de l'équation $\sigma_0 = \frac{R_0}{\sqrt{(H+G)}}$ sachant que $\sigma_0=R_0$.

- **Deuxième méthode** : l'utilisation des limites d'élasticité $\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}$ et du coefficient d'anisotropie r_{45} permet d'obtenir les quatre équations suivantes :

$$H = -\frac{1}{2} \left[\left(\left(\frac{R_0}{\sigma_{45}} \right)^2 \times \frac{2}{r_{45} + 1} \right) - \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}} \right)^2 - 1 \right]$$

$$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad F + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2 \quad N = \frac{(F + G)(2r_{45} + 1)}{2} \quad (4.18)$$

Les tableaux 4.11 et 4.12 présentent les résultats obtenus pour les paramètres du critère de Hill48 à partir des deux méthodes. La méthode utilisée influence de manière significative la valeur des paramètres calculés.

	F	G	H	L	M	N
1 ^{ere} méthode	0.431	0.577	0.423	1.417	1.417	1.417
2 ^{eme} méthode	0.728	0.528	0.472	1.769	1.769	1.769

Tableau 4.11 – Identification des paramètres du critère de Hill48 par deux méthodes différentes pour l'alliage 2024-T3

	F	G	H	L	M	N
1 ^{ere} méthode	0.830	0.388	0.612	2.583	2.583	2.583
2 ^{eme} méthode	0.462	0.482	0.518	2.001	2.001	2.001

Tableau 4.12 – Identification des paramètres du critère de Hill48 par deux méthodes différentes pour l'alliage Al-Li

La figure 4.11 présente les surfaces de charge identifiées à partir de la deuxième méthode (limites d'élasticité) et calculées pour différentes valeurs de cisaillement. Ces surfaces sont tracées dans le plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$ normalisé par R_0 , elles délimitent les domaines élastique et plastique. Nous n'avons pas de données expérimentales issues d'essai de traction bi-axiales permettant de valider la forme de cette surface de charge, néanmoins, à partir des limites d'élasticité il est possible d'obtenir des points dans ce plan.

Dans le cas de contraintes planes le tenseur des contraintes s'écrit de la façon suivante :

$$\underline{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_{\alpha} \cos^2(\alpha) & \sigma_{\alpha} \cos(\alpha) \sin(\alpha) \\ \sigma_{\alpha} \cos(\alpha) \sin(\alpha) & \sigma_{\alpha} \sin^2(\alpha) \end{pmatrix} \quad (4.19)$$

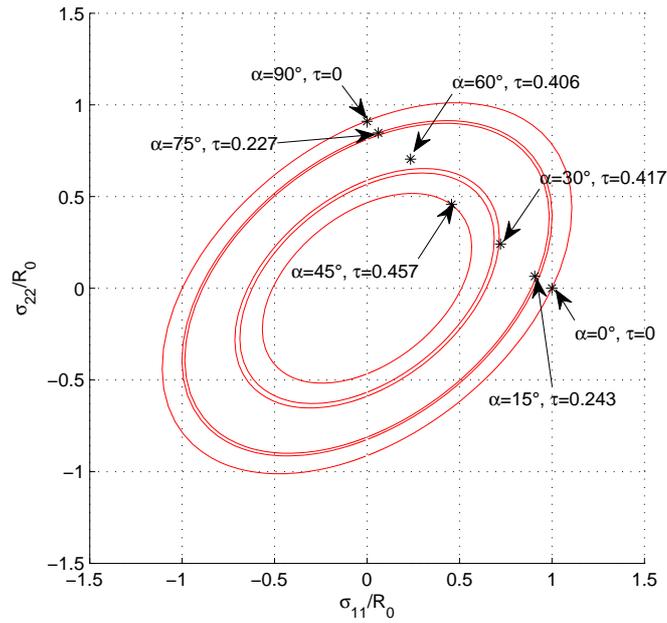


Figure 4.11 – Surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour l'alliage 2024-T3

où σ_α est la contrainte d'écoulement dans le repère d'essai x,y et $\sigma_{i,j}$ les contraintes dans le repère d'orthotropie ($1 \leq i,j \leq 2$).

La valeur de τ représente le cisaillement normalisé par la contrainte d'écoulement dans la direction 0° et est définie par l'équation suivante :

$$\tau = \frac{\sigma_{12}}{R_0} = \frac{\sigma_\alpha \cos(\alpha) \sin(\alpha)}{R_0} \quad (4.20)$$

Chaque valeur de α différente de 0 et 90° va générer des contraintes de cisaillement et donc une nouvelle surface de charge. En théorie, pour chaque valeur de α , l'essai de traction permet d'obtenir un point qui se trouve sur la surface de charge associée. Les coordonnées de ce point sont définies par $(\frac{\sigma_{11}}{R_0}, \frac{\sigma_{22}}{R_0})$ que l'on peut également écrire $(\frac{\sigma_\alpha \cos^2(\alpha)}{R_0}, \frac{\sigma_\alpha \sin^2(\alpha)}{R_0})$.

Le tableau 4.13 présente pour chaque valeur de α , la valeur de cisaillement associée et les coordonnées du point associées.

α	τ	$\frac{\sigma_{11}}{R_0}$	$\frac{\sigma_{22}}{R_0}$
0°	0.	1.	0.
15°	0.243	0.907	0.065
30°	0.417	0.722	0.241
45°	0.457	0.457	0.457
60°	0.406	0.235	0.704
75°	0.227	0.061	0.847
90°	0.	0.	0.911

Tableau 4.13 – Présentation des caractéristiques de chaque essai et des efforts verticaux et horizontaux moyens nécessaires pour former le dernier palier

Les résultats du tableau 4.13 montrent que le cisaillement est maximum pour $\alpha=45^\circ$ et

que comme montré dans le chapitre 1, l'ajout de cisaillement diminue la taille de la surface de charge. Les résultats de la figure 4.11 montrent que pour les directions ayant servies à identifier les paramètres (0° , 45° , 90°), les points expérimentaux se trouvent exactement sur les surfaces de charge associées. Pour les directions intermédiaires (15° , 30° , 60° , 75°), les surfaces de charge correspondent à une prédiction des différentes valeurs expérimentales. Il est donc possible à partir des limites d'élasticité de vérifier la forme des surfaces de charge, néanmoins, ces surfaces de charges doivent être identifiées à l'aide des paramètres du critère identifiés à partir des limites d'élasticité afin de fournir les meilleurs résultats.

La même démarche est réalisée pour l'alliage Al-Li, les résultats sont présentés sur la figure 4.12. Les points pour les valeurs de $\alpha=0^\circ$, 45° et 90° correspondent bien aux surfaces de charges associées.

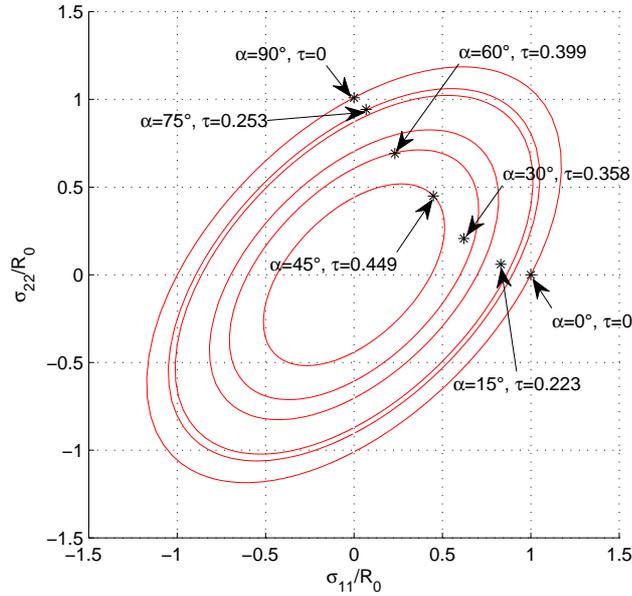


Figure 4.12 – Surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour l'alliage Al-Li

4.3.2 Critère de Hill90

Le critère de Hill90 [HIL 90] ne s'exprime qu'en contraintes planes, il s'écrit de la façon suivante en fonction des contraintes principales σ_1 et σ_2 :

$$(2\sigma_b)^m = |\sigma_1 + \sigma_2|^m + A^m |\sigma_1 - \sigma_2|^m + |\sigma_1 + \sigma_2|^{\frac{m}{2}-1} [B(\sigma_1^2 - \sigma_2^2) + C(\sigma_1 - \sigma_2)^2 \cos(2\alpha)] \cos(2\alpha) \quad (4.21)$$

σ_b est la contrainte d'écoulement en biexpansion. Dans notre cas, l'hypothèse $\sigma_b = \sigma_0$ a été faite. De la même façon que pour le critère de plasticité anisotrope de Hill48, l'identification des paramètres (A , B , C , m) dépend de la contrainte d'écoulement (ou limite d'élasticité) qui s'obtient en posant $\sigma_1 = \sigma_\alpha$ et $\sigma_2=0$:

$$\sigma_\alpha = 2\sigma_b(1 + A^m + B \cos(2\alpha) + C \cos(2\alpha)^2)^{\frac{-1}{m}} \quad (4.22)$$

et du coefficient d'anisotropie, dont les détails du calcul se trouvent en annexe :

$$r_\alpha = \frac{1}{2} \left(\frac{A^m + 0.5B \cos(2\alpha) + \left(\frac{m+2}{2m}\right) C \cos(2\alpha)^2}{1 + 0.5B \cos(2\alpha) + \left(\frac{m-2}{2m}\right) C \cos(2\alpha)^2} - 1 \right) \quad (4.23)$$

Comme pour le critère de Hill48, les quatre paramètres (A, m, B et C) peuvent donc être identifiés à partir des coefficients d'anisotropie ou des limites d'élasticité et il n'existe donc pas une solution unique.

$$m = \frac{\ln(2 + 2r_{45})}{\ln\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}}\right)} \quad A = (1 + 2r_{45})^{\frac{1}{m}} \quad (4.24)$$

Les valeurs de m et A dépendent uniquement de r_{45} , σ_{45} et σ_b . Les valeurs de B et C peuvent être déterminées soit à partir des coefficients d'anisotropie, r_0 et r_{90} (première méthode), soit à partir des contraintes d'écoulement σ_0 et σ_{90} (deuxième méthode).

Les deux paramètres restant, C et B, sont identifiés à partir de deux méthodes. La première utilise les coefficients d'anisotropie r_0 , r_{45} et r_{90} et on obtient :

$$B = \frac{2(r_{90} - r_0) \left(1 - r_{45} \left(\frac{m-2}{2}\right)\right)}{(r_{90} + r_0) - r_{90}r_0(m-2)} \quad C = \frac{m(2r_{90}r_0 - r_{45}(r_{90} + r_0))}{(r_{90} + r_0) - r_{90}r_0(m-2)} \quad (4.25)$$

La seconde méthode d'identification utilise σ_b et les limites d'élasticité σ_0 , σ_{45} , σ_{90} , et on obtient :

$$B = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0}\right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}}\right)^m \right] \quad C = \frac{1}{2} \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0}\right)^m + \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}}\right)^m - 2 \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}}\right)^m \right] \quad (4.26)$$

Les tableaux 4.14 et 4.15 présentent les résultats obtenus pour les paramètres du critère de Hill90 à partir des deux méthodes. Les résultats sont également comparés avec d'autres obtenus dans la littérature pour l'Al 2024-T3 [LEA 06].

	m	A	B	C
1 ^{ere} méthode	1.7085	1.8315	0.2921	-0.1020
Leacock [LEA 06]	1.7533	1.8390	0.1158	-0.2645
2 ^{eme} méthode	1.7085	1.8315	-0.2758	-0.2730
Leacock [LEA 06]	1.7533	1.8390	-0.3186	-0.2201

Tableau 4.14 – Identification des paramètres du critère de Hill90 par deux méthodes différentes pour l'alliage 2024-T3

	m	A	B	C
1 ^{ere} méthode	2.0724	2.0081	-0.7091	-1.3235
2 ^{eme} méthode	2.0724	2.0081	0.0430	-1.0781

Tableau 4.15 – Identification des paramètres du critère de Hill90 par deux méthodes différentes pour l'alliage Al-Li

La même démarche que pour le critère de Hill48 est réalisée. Les résultats des figures 4.13 (a) et (b) présentent respectivement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li les surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement. Les points expérimentaux à 0°, 45° et 90° qui ont servi à identifier les paramètres sont bien positionnés sur leur surface de charge associée

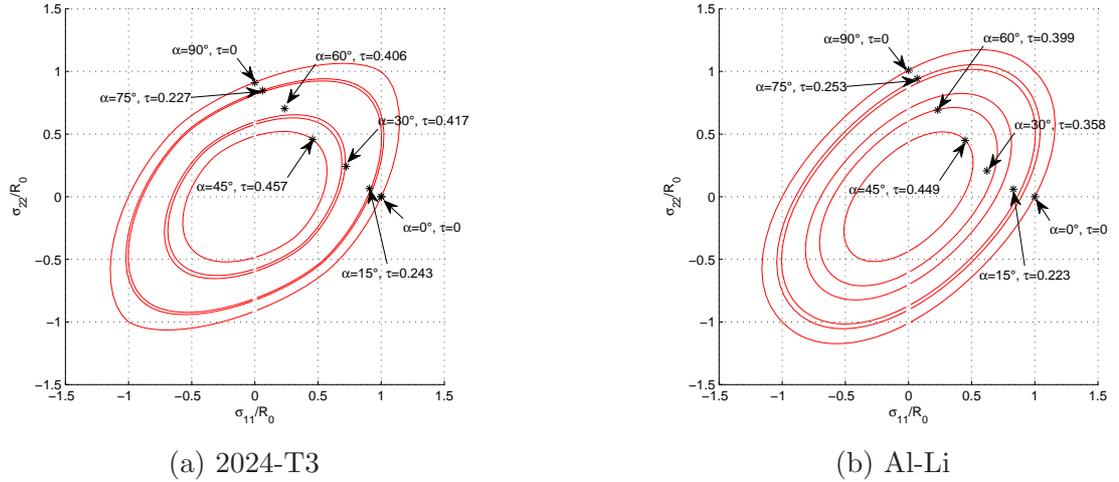


Figure 4.13 – Surfaces de charge du critère de Hill90 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li

Les paramètres identifiés à partir de nos essais sont du même ordre de grandeur que ceux trouvés dans la littérature [LEA 06]. Néanmoins, de manière analogue au critère de Hill48, le critère de Hill 90 ne possède pas une méthodologie d'identification unique. Il existe plus d'équations que d'inconnues pour identifier les différents paramètres. En effet, la première méthode permet une bonne évaluation des coefficients d'anisotropie en fonction de la direction d'anisotropie mais une pauvre estimation des contraintes d'écoulement alors que la deuxième méthode offre une bonne description des contraintes d'écoulement mais fournit une mauvaise description des coefficients d'anisotropie. Afin de résoudre ce problème, une recherche bibliographique sur des critères de plasticité anisotrope mieux adaptés a été réalisée : Hill90 amélioré [LEA 06], Barlat [BAR 91] [BAR 97] et Bron [BRO 04] ont été retenus.

4.3.3 Critère de Hill90 modifié

Le critère de Hill90 modifié par Leacock [LEA 06] introduit deux nouveaux paramètres, le nombre de coefficients à identifier passe donc de quatre à six. Ces paramètres sont toujours identifiés à partir des limites élastiques et des coefficients d'anisotropie à 0° , 45° et 90° . Cependant, il s'agit maintenant d'un système de six équations indépendantes à six inconnues, ce qui implique l'existence d'une solution unique pour chaque valeur des paramètres. Les paramètres A et m sont obtenus à partir des mêmes équations (4.24) utilisées pour le critère de Hill90. Leacock utilise des coefficients B et C différents pour $0^\circ \leq \alpha \leq 45^\circ$ et $45^\circ \leq \alpha \leq 90^\circ$ et introduit les paramètres D, E, F et G tels que $B_{0-45} = D$, $C_{0-45} = E$, $B_{45-90} = F$, $C_{45-90} = G$. A partir de la même démarche, nous avons développé des équations et avons toutefois trouvé des valeurs différentes que celles proposées par Leacock [LEA 06]. Les expressions suivantes ont été recalculées (différentes de celles de Leacock) et sont utilisées pour la suite de ce travail.

$$\begin{aligned}
 B_{0-45} = D &= m \left(\frac{r_{45} - r_0}{r_0 + 1} \right) + \left(\frac{mr_0}{2(r_0 + 1)} - 1 \right) \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}} \right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0} \right)^m \right] \\
 C_{0-45} = E &= \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_0} \right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}} \right)^m \right] \left(\frac{mr_0}{2(r_0 + 1)} \right) - m \left(\frac{r_{45} - r_0}{r_0 + 1} \right) \\
 B_{45-90} = F &= m \left(\frac{r_{90} - r_{45}}{r_{90} + 1} \right) - \left(\frac{mr_{90}}{2(r_{90} + 1)} - 1 \right) \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}} \right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}} \right)^m \right] \\
 C_{45-90} = G &= \left[\left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{90}} \right)^m - \left(\frac{2\sigma_b}{\sigma_{45}} \right)^m \right] \left(\frac{mr_{90}}{2(r_{90} + 1)} \right) - m \left(\frac{r_{90} - r_{45}}{r_{90} + 1} \right)
 \end{aligned} \quad (4.27)$$

Le nouveau critère s'écrit alors :

$$\begin{aligned}
 (2\sigma_b)^m &= |\sigma_1 + \sigma_2|^m + A^m |\sigma_1 - \sigma_2|^m + |\sigma_1^2 + \sigma_2^2|^{\frac{m}{2}-2} \\
 &\quad [(\sigma_1^2 - \sigma_2^2) \{H(\sigma_1^2 + \sigma_2^2) + I(\sigma_1^2 - \sigma_2^2) \cos(2\alpha)\} \\
 &\quad + (\sigma_1 - \sigma_2)^2 \{J(\sigma_1^2 + \sigma_2^2) + K(\sigma_1^2 - \sigma_2^2) \cos(2\alpha)\} \cos(2\alpha)] \cos(2\alpha)
 \end{aligned} \quad (4.28)$$

$$\text{avec, } H = \frac{(D+F)}{2}, I = \frac{(D-F)}{2}, J = \frac{(E+G)}{2}, K = \frac{(E-G)}{2}.$$

En posant $\sigma_1 = \sigma_\alpha$ et $\sigma_2=0$, on obtient :

$$\sigma_\alpha = 2\sigma_b(1 + A^m + (H + I \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha) + (J + K \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha)^2)^{\frac{1}{m}} \quad (4.29)$$

L'expression de r_α se déduit de l'équation 4.23, en posant $B=H+I\cos(2\alpha)$ et $C=J+K\cos(2\alpha)$.

$$r_\alpha = \frac{1}{2} \left(\frac{A^m + 0.5(H + I \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha) + \left\{ \frac{m+2}{2m} \right\} (J + K \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha)^2}{1 + 0.5(H + I \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha) + \left\{ \frac{m-2}{2m} \right\} (J + K \cos(2\alpha)) \cos(2\alpha)^2} - 1 \right) \quad (4.30)$$

D'après les équations (4.29) et (4.30), les paramètres à identifier sont A, m, H, I, J et K. Le tableau 4.16 compare les valeurs des paramètres du critère de Leacock proposées dans la littérature [LEA 06] avec celles identifiées à partir de nos essais. Les résultats sont du même ordre de grandeur à part pour le paramètre I, cela peut s'expliquer par des données expérimentales légèrement différentes. Le tableau 4.17 présente les paramètres identifiés pour l'alliage Al-Li.

	m	A	H	I	J	K
valeurs identifiées sur nos essais	1.7085	1.8315	-0.0580	-0.1214	-0.1517	-0.2128
valeurs Leacock [LEA 06]	1.7533	1.8390	-0.1499	0.0219	-0.2420	-0.1687

Tableau 4.16 – Identification des paramètres du critère de Hill90 modifié pour l'alliage 2024-T3

	m	A	H	I	J	K
valeurs identifiées sur nos essais	2.0724	2.0081	-0.3848	-0.0405	-1.1186	-0.4277

Tableau 4.17 – Identification des paramètres du critère de Hill90 modifié pour l'alliage Al-Li

Les données (coefficients d'anisotropie et limites d'élasticité) obtenues pour des angles α de 0° , 45° et 90° ont permis d'identifier les paramètres des critères de plasticité anisotrope de Hill48, Hill90 et Hill90 modifié. Les données obtenues pour des angles de 15° , 30° , 60° et 75° vont permettre de valider l'utilisation de ces critères.

Les figures 4.14 (a) et (b) présentent respectivement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li les surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement. Les points expérimentaux à 0° , 45° et 90° qui ont servi à identifier les paramètres sont bien positionnés sur leurs surface de charge associée.

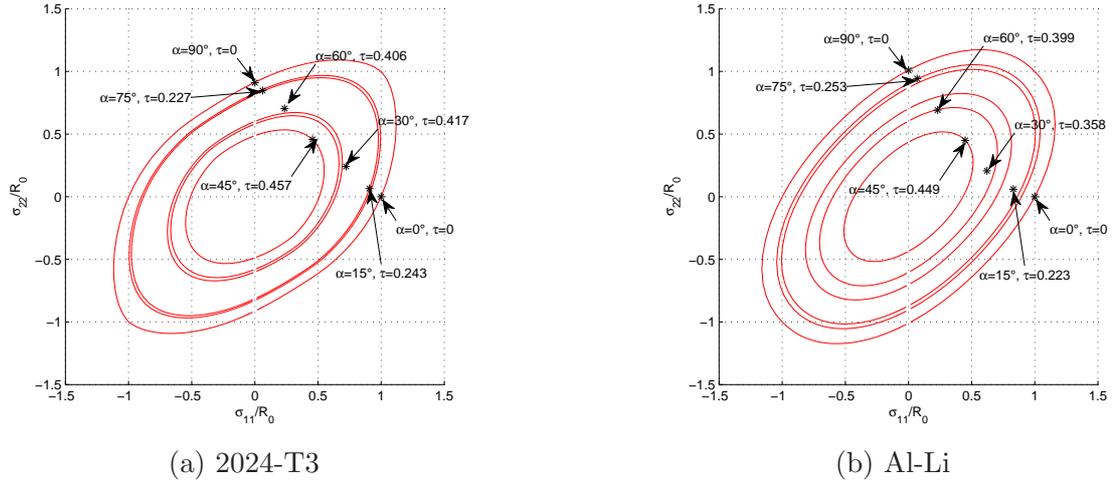


Figure 4.14 – Surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li

4.3.4 Comparaison des résultats obtenus à partir des critères de Hill

Les figures 4.15 et 4.16 présentent respectivement l'évolution de la limite d'élasticité et du coefficient d'anisotropie en fonction de l'angle de prélèvement de la tôle pour les alliages 2024-T3 et Al-Li. Les valeurs obtenues à partir des identifications précédentes sont comparées aux valeurs expérimentales obtenues lors des essais de traction dans les 7 directions de la tôle.

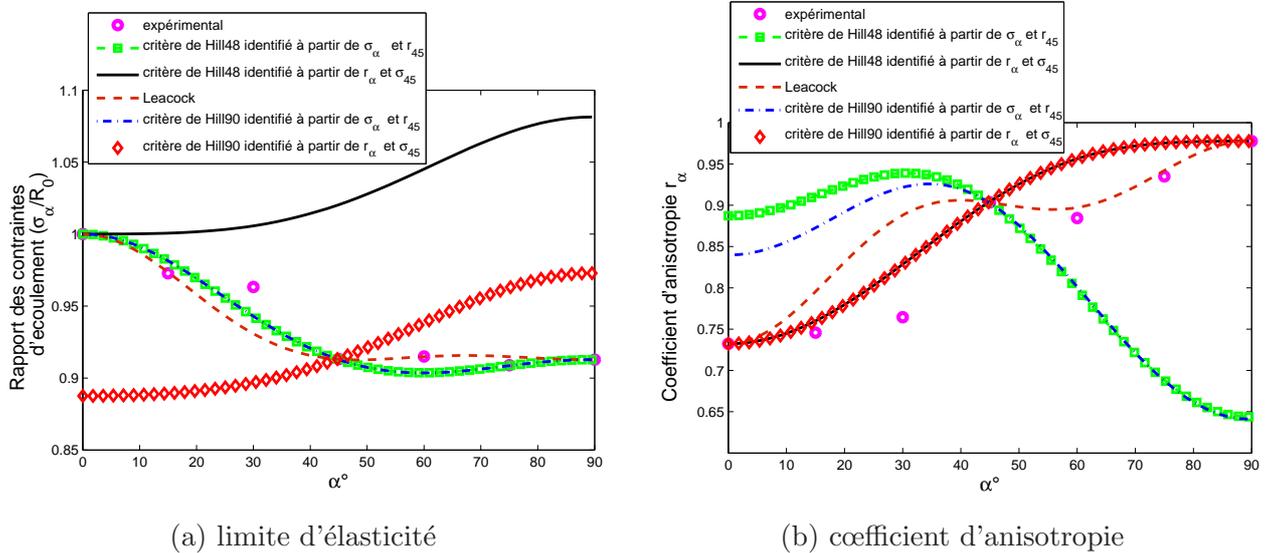


Figure 4.15 – Evolution de la limite d'élasticité (a) et du coefficient d'anisotropie (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3

Les critères prédisent exactement les valeurs pour les points expérimentaux à 0° , 45° et 90° , valeurs utilisées pour l'identification. La méthode utilisée pour identifier les paramètres des critères de Hill48 et 90 influencent énormément cette prédiction. Le critère de Leacock possédant une solution unique, semble le mieux adapté pour modéliser le comportement du 2024-T3, à part pour $\alpha=30^\circ$, cependant son utilisation est limitée à des problèmes de contraintes planes. Ces critères d'anisotropie ne parviennent pas à reproduire le comportement de l'alliage Al-Li comme

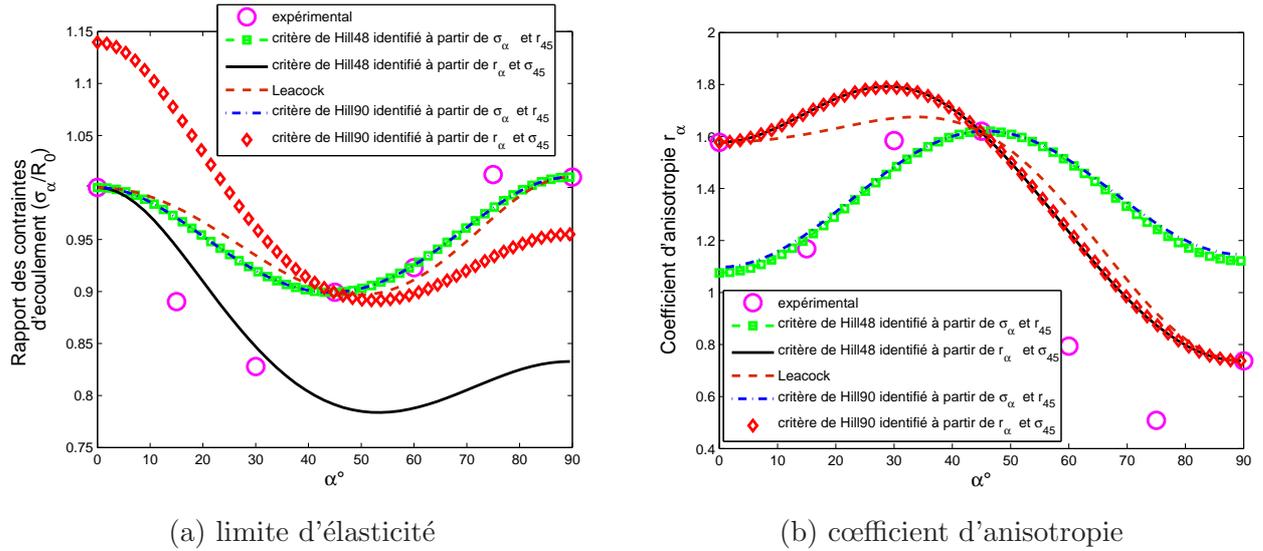


Figure 4.16 – Evolution de la limite d'élasticité (a) et du coefficient d'anisotropie (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li

le montre la figure 4.16.

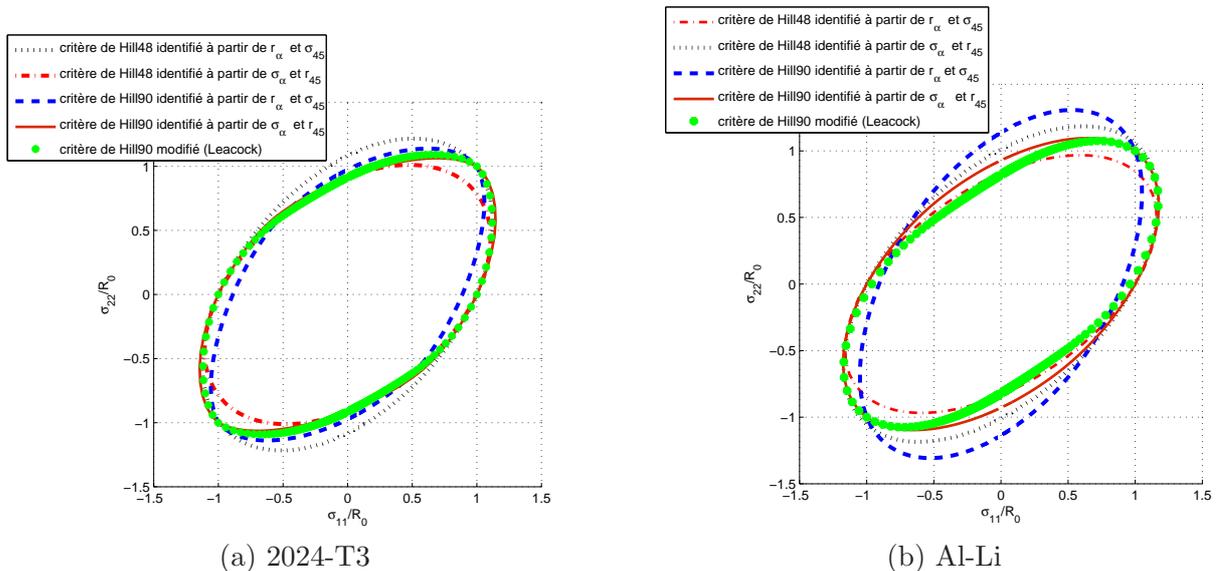


Figure 4.17 – Surfaces de charge calculées pour différents critères de Hill à partir de différentes méthodes pour les alliages 2024-T3 (a) et Al-Li (b) pour un cisaillement nul ($\sigma_{12}=0$)

Les figures 4.17 (a) et (b) présentent les surfaces de charges calculées pour différents critères de Hill à partir de différentes méthodes respectivement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li. Les surfaces de charges sont différentes pour chaque critère en fonction de la méthode d'identification.

Nous allons maintenant nous intéresser à des critères de plasticité anisotrope développés spécifiquement pour les alliages d'aluminium comme les critères de Barlat [BAR 91] [BAR 97].

4.3.5 Critère de Barlat91

Barlat a développé un critère de plasticité anisotrope pour les alliages d'aluminium. Sa première version [BAR 91] reprend la forme générale de l'équation de la surface de charge pour un matériau isotrope développée par Hershey [HER 54] et Hosford [HOS 72] qui s'exprime sous la forme :

$$\phi = |S_1 - S_2|^m + |S_2 - S_3|^m + |S_3 - S_1|^m = 2\sigma_{eq}^m \quad (4.31)$$

S_1 , S_2 et S_3 sont les valeurs propres du déviateur des contraintes \underline{S} défini pour un milieu orthotrope par $\underline{S} = \underline{\underline{L}} : \underline{\sigma}$.

$\underline{\underline{L}}$ est un tenseur d'ordre de 4 que l'on peut écrire sous forme d'une matrice en utilisant les notations de Voigt :

$$\underline{\underline{L}} = \begin{pmatrix} \frac{(c_2+c_3)}{3} & -\frac{c_3}{3} & -\frac{c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3}{3} & \frac{(c_1+c_3)}{3} & -\frac{c_1}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2}{3} & -\frac{c_1}{3} & \frac{(c_1+c_2)}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6 \end{pmatrix} \quad (4.32)$$

Les coefficients c_1 , c_2 , c_3 , c_4 , c_5 et c_6 sont des constantes caractérisant l'anisotropie du matériau. Lorsque $c_1=c_2=c_3=c_4=c_5=c_6=1$, le comportement du matériau est isotrope.

La deuxième version de Barlat [BAR 97] s'inspire du critère de Barlat91. Son expression est représentée par l'équation suivante :

$$\phi = \alpha_1 |S_1 - S_2|^m + \alpha_2 |S_2 - S_3|^m + \alpha_3 |S_3 - S_1|^m = 2\sigma_{eq}^m \quad (4.33)$$

Elle fait intervenir les vecteurs propres normés du tenseur déviateur modifié \underline{S} par l'intermédiaire des coefficients α_1 , α_2 et α_3 . Ces coefficients sont définis par les relations suivantes :

$$\begin{cases} \alpha_1 = \alpha_x p_{11}^2 + \alpha_y p_{21}^2 + \alpha_z p_{31}^2 \\ \alpha_2 = \alpha_x p_{12}^2 + \alpha_y p_{22}^2 + \alpha_z p_{32}^2 \\ \alpha_3 = \alpha_x p_{13}^2 + \alpha_y p_{23}^2 + \alpha_z p_{33}^2 \end{cases} \quad (4.34)$$

où p_{ij} est la i^{eme} composante du j^{eme} vecteur propre normé du tenseur \underline{S} .

Pour chaque composante des vecteurs propres une expression globale peut être obtenue en fonction de la direction d'anisotropie. Cependant, cette expression n'est pas définie pour les directions 0° et 90° qui nécessitent un calcul spécifique des vecteurs propres. Cela a pour conséquence de créer une forte non-linéarité au voisinage de ces deux directions. Ce phénomène est également observé dans les travaux de Bron [BRO 04]. Cependant, selon Barlat et al. [BAR 97], ces difficultés disparaissent dans le cas 2D de contraintes planes, or nous ne sommes pas dans un cas 2D de contraintes planes lors du formage incrémental, par conséquent nous n'allons pas étudier le critère de Barlat97.

4.3.5.1 Méthodologie d'identification des paramètres du critère de Barlat91

Dans le cas des contraintes planes, le critère nécessite l'identification de 4 paramètres c_1 , c_2 , c_3 et c_4 à partir des équations suivantes :

$$\begin{cases} S_{xx} = \frac{c_2+c_3}{3}\sigma_{xx} - \frac{c_3}{3}\sigma_{yy} \\ S_{yy} = \frac{c_1+c_3}{3}\sigma_{yy} - \frac{c_3}{3}\sigma_{xx} \\ S_{zz} = \frac{c_2}{3}\sigma_{xx} - \frac{c_1}{3}\sigma_{yy} \\ S_{yx} = S_{xy} = c_4\sigma_{xy} \end{cases} \quad (4.35)$$

Le critère est constitué des valeurs propres du tenseur déviatorique des contraintes. Les valeurs propres, notées λ , sont les solutions de l'équation $\det(\underline{S}-\lambda\underline{I})=0$, que l'on peut écrire sous la forme suivante :

$$(S_{zz} - \lambda) (\lambda^2 - (S_{xx} + S_{yy})\lambda + S_{xx}S_{yy} - S_{xy}S_{yx}) = 0 \quad (4.36)$$

Cela permet d'obtenir les valeurs principales du tenseur déviatorique des contraintes :

$$\begin{cases} S_1 = \frac{S_{xx}+S_{yy}}{2} + \sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}} \\ S_2 = \frac{S_{xx}+S_{yy}}{2} - \sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}} \\ S_3 = -(S_{xx} + S_{yy}) \end{cases} \quad (4.37)$$

Contrairement aux critères de Hill, le lien entre les paramètres du critère et les limites d'élasticité σ_α et les coefficients d'anisotropie r_α n'est pas direct. Il faut d'abord déterminer le tenseur des vitesses de déformation plastique afin de pouvoir calculer les coefficients d'anisotropie r_α , par :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \underline{\sigma}}$$

Il est donc nécessaire d'exprimer les vitesses de déformations plastiques en fonction des paramètres du critère de Barlat91 à partir de l'équation suivante :

$$\underline{\dot{\varepsilon}}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial \phi}{\partial \underline{S}} \frac{\partial \underline{S}}{\partial \underline{\sigma}} \quad (4.38)$$

Dans un premier temps, la démarche pour calculer $\underline{\dot{\varepsilon}}_{xx}^{pl}$ est présentée.

$$\dot{\varepsilon}_{xx}^{pl} = \dot{\lambda} \left(\frac{\partial \phi}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xx}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xx}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xx}} \right) \quad (4.39)$$

A partir de l'équation (4.31), les expressions suivantes sont obtenues :

$$\begin{cases} \frac{\partial \phi}{\partial S_1} = m \left[(S_1 - S_2) |S_1 - S_2|^{m-2} - (S_3 - S_1) |S_3 - S_1|^{m-2} \right] \\ \frac{\partial \phi}{\partial S_2} = m \left[(S_2 - S_3) |S_2 - S_3|^{m-2} - (S_1 - S_2) |S_1 - S_2|^{m-2} \right] \\ \frac{\partial \phi}{\partial S_3} = m \left[(S_3 - S_1) |S_3 - S_1|^{m-2} - (S_2 - S_3) |S_2 - S_3|^{m-2} \right] \end{cases} \quad (4.40)$$

L'objectif est maintenant d'obtenir les relations $\frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xx}}$, $\frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xx}}$ et $\frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xx}}$.

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xx}} = \frac{\partial S_1}{\partial S_{xx}} \frac{\partial S_{xx}}{\partial \sigma_{xx}} + \frac{\partial S_1}{\partial S_{yy}} \frac{\partial S_{yy}}{\partial \sigma_{xx}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xx}} = \frac{\partial S_2}{\partial S_{xx}} \frac{\partial S_{xx}}{\partial \sigma_{xx}} + \frac{\partial S_2}{\partial S_{yy}} \frac{\partial S_{yy}}{\partial \sigma_{xx}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xx}} = -\frac{\partial S_{xx}}{\partial \sigma_{xx}} - \frac{\partial S_{yy}}{\partial \sigma_{xx}} \end{cases} \quad (4.41)$$

En tenant compte des équations précédentes, nous obtenons :

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xx}} = \frac{c_2}{6} + \frac{2c_3+c_2}{12} \frac{S_{xx}-S_{yy}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xx}} = \frac{c_2}{6} - \frac{2c_3+c_2}{12} \frac{S_{xx}-S_{yy}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xx}} = -\frac{c_2}{3} \end{cases} \quad (4.42)$$

A partir des équations (4.39), (4.40) et (4.42), il est possible de déterminer $\dot{\varepsilon}_{xx}^{pl}$. La même démarche est maintenant utilisée pour déterminer $\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}$.

$$\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl} = \dot{\lambda} \left(\frac{\partial \phi}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{yy}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{yy}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{yy}} \right) \quad (4.43)$$

Par un raisonnement analogue on obtient les relations $\frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{yy}}$, $\frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{yy}}$ et $\frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{yy}}$:

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xx}} = \frac{c_2}{6} + \frac{2c_3+c_2}{12} \frac{S_{xx}-S_{yy}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{yy}} = \frac{c_1}{6} - \frac{2c_3+c_1}{12} \frac{S_{yy}-S_{xx}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{yy}} = -\frac{c_1}{3} \end{cases} \quad (4.44)$$

A partir des équations (4.40), (4.43) et (4.44), il est possible de déterminer $\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}$. Enfin, la démarche est à nouveau utilisée pour déterminer $\dot{\varepsilon}_{xy}^{pl}$.

$$\dot{\varepsilon}_{xy}^{pl} = \dot{\lambda} \left(\frac{\partial \phi}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xy}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xy}} + \frac{\partial \phi}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xy}} \right) \quad (4.45)$$

Le calcul de $\frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xy}}$, $\frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xy}}$ et $\frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xy}}$ permet d'obtenir :

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{xy}} = \frac{1}{2} \frac{c_4 S_{yx}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{xy}} = -\frac{1}{2} \frac{c_4 S_{yx}}{\sqrt{\frac{(S_{xx}+S_{yy})^2}{4} + S_{xy}S_{yx} - S_{xx}S_{yy}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{xy}} = 0 \end{cases} \quad (4.46)$$

Les equations(4.40), (4.45) et (4.46), permettent de déterminer $\dot{\varepsilon}_{xy}^{pl}$.

A partir de toutes les équations précédentes, nous pouvons construire le tenseur des vitesses de déformations plastiques $\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl}$ et donc le coefficient d'anisotropie à partir de la loi d'écoulement présentée dans la section 4.1.2 et rappelée ici :

$$r_\alpha = \frac{\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_{zz}^{pl}}$$

il faut donc diagonaliser $\dot{\underline{\varepsilon}}^{pl}$ et obtenir r, les expressions S_{xx} , S_{yy} , S_{zz} et S_{xy} s'écrivent donc également en fonction de l'angle α .

$$\begin{cases} S_{xx} = \left(\frac{c_2+c_3}{3} \cos^2 \alpha - \frac{c_3}{3} \sin^2 \alpha \right) \sigma_\alpha \\ S_{yy} = \left(\frac{c_1+c_3}{3} \sin^2 \alpha - \frac{c_3}{3} \cos^2 \alpha \right) \sigma_\alpha \\ S_{zz} = - \left(\frac{c_2}{3} \cos^2 \alpha + \frac{c_1}{3} \sin^2 \alpha \right) \sigma_\alpha \\ S_{xy} = S_{yx} = c_4 \sigma_\alpha \sin \alpha \cos \alpha \end{cases} \quad (4.47)$$

Ainsi pour toutes valeurs de α il est possible de déterminer le coefficient d'anisotropie et la limite d'élasticité σ_α en fonction de c_1 , c_2 , c_3 et c_4 . Ce critère est donc constitué, dans le cas des contraintes planes, de 4 paramètres c_1 , c_2 , c_3 et c_4 à identifier et d'un paramètre m qui dépend de la structure cristallographique du matériau [BAR 91].

4.3.5.2 Présentation des résultats obtenus à partir du critère de Barlat91 pour les alliages 2024-T3 et Al-Li

L'identification des paramètres c_1 , c_2 , c_3 et c_4 est réalisée à partir d'essais de traction réalisés à 0° , 45° et 90° . Comme pour l'identification des critères de Hill48 et Hill90, les quatre paramètres à identifier peuvent l'être à partir de six données expérimentales (limites d'élasticité et/ou coefficients d'anisotropie).

Cependant, contrairement à l'identification des paramètres des critères de Hill qui consistait à résoudre un système linéaire, le système d'équations générées par le critère de Barlat91 est non linéaire. Nous avons donc recours à des méthodes d'optimisation afin de pouvoir déterminer un jeu de coefficients optimisé. Cette procédure est réalisée à l'aide du logiciel Matlab, l'algorithme d'optimisation choisi est Levenberg Marquardt. L'optimisation repose sur la minimisation de l'écart entre les résultats simulés, calculés à partir des équations présentées précédemment, et des résultats expérimentaux pour les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité. Les équations à optimiser sont donc les suivantes :

$$\min. \frac{\|\sigma_{\alpha}^{sim}(c_i) - \sigma_{\alpha}^{exp}\|}{\|\sigma_{\alpha}^{exp}\|} \quad (4.48)$$

$$\min. \frac{\|r_{\alpha}^{sim}(c_i) - r_{\alpha}^{exp}\|}{\|r_{\alpha}^{exp}\|} \quad (4.49)$$

avec $(c_i) = \{c_1, c_2, c_3, c_4\}$

Chaque équation est définie pour trois valeurs de α (0° , 45° et 90°). Comme pour les critères de Hill, six équations existent pour identifier quatre paramètres. Il est donc possible d'utiliser au choix plusieurs variables pour l'identification des paramètres du critère de Barlat91 :

Méthode 1 : les coefficients d'anisotropie pour les trois directions (r_0 , r_{45} , r_{90}) et une limite d'élasticité (σ_{45}).

Méthode 2 : les limites d'élasticité pour les trois directions (σ_0 , σ_{45} , σ_{90}) et un coefficient d'anisotropie (r_{45}).

Méthode 3 : les limites d'élasticité pour les trois directions (σ_0 , σ_{45} , σ_{90}) et les coefficients d'anisotropie pour les trois directions (r_0 , r_{45} , r_{90}). Cette méthode est possible car le principe de l'identification repose sur la minimisation d'un système surdéterminé.

Le critère de Barlat91 est appliqué aux alliages 2024-T3 et Al-Li. Le tableau 4.18 présente les paramètres identifiés en fonction de la méthode utilisée et de la valeur du paramètre m pour le 2024-T3. La valeur du paramètre m n'influence que très peu les valeurs de c_1 , c_2 et c_3 et encore moins c_4 qui représente le cisaillement. L'évolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α n'est pas influencée par la valeur de m choisie. Dans la littérature, pour l'alliage 2024-T3 le paramètre m est égal à 8 par rapport à sa microstructure [BAR 91].

valeur de m	Identification à partir des coefficients d'anisotropie et de σ_{45} (méthode 1)			Identification à partir des limites d'élasticité et de r_{45} (méthode 2)			Identification à partir des limites élasticité et des coefficients d'anisotropie (méthode 3)		
	4	8	12	4	8	12	4	8	12
c_1	1.0370	1.0610	1.0711	1.2013	1.2005	1.1993	1.1273	1.1508	1.1613
c_2	1.2041	1.1601	1.1413	1.0398	1.0202	1.0126	1.0657	1.0322	1.0213
c_3	1.0291	1.0561	1.0675	0.9597	0.9795	0.9872	0.9953	1.008	1.004
c_4	1.0861	1.0897	1.0913	1.0862	1.00895	1.0910	1.0785	1.0856	1.0886

Tableau 4.18 – Influence de la valeur de m et de la méthode d'identification sur les paramètres du critère de Barlat91 pour l'alliage 2024-T3

La figure 4.18 représente l'évolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour les trois méthodes d'identification possibles. Comme on pouvait s'y attendre, la méthode utilisée pour l'identification a une influence sur la détermination des paramètres du critère. Néanmoins, la méthode 1 permet de bien représenter l'évolution des coefficients d'anisotropie tandis que la méthode 2 permet de bien représenter l'évolution des limites d'élasticité dans le cas de l'alliage 2024-T3.

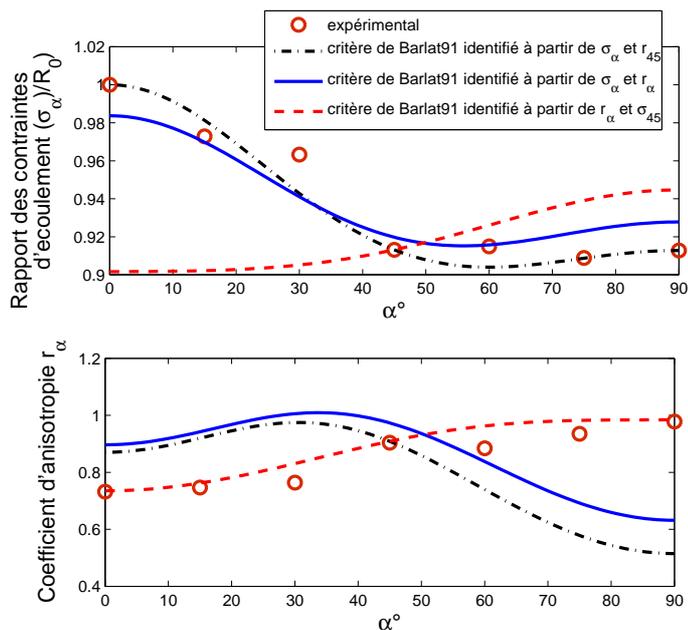


Figure 4.18 – Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3

Comme dans le cas de l'identification des critères de Hill, le choix de la méthode est très important et va privilégier une bonne prédiction soit des limites d'élasticité, soit coefficients d'anisotropie.

Le critère de Barlat91 est maintenant appliqué à l'Al-Li. Le tableau 4.19 présente les paramètres du critère identifiés en fonction de la méthode utilisée et de la valeur du paramètre m . Comme pour l'alliage 2024-T3 la valeur du paramètre m n'influence que très peu les valeurs de c_1 , c_2 , c_3 et c_4 . L'évolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α n'est pas influencée par la valeur m choisi comme le montre la figure 4.19. N'ayant pas trouvé dans la littérature d'étude sur l'utilisation du critère de Barlat pour un alliage Al-Li une valeur de m égale à 8 a été choisie.

valeur de m	Identification à partir des coefficients d'anisotropie et de σ_{45} (méthode 1)			Identification à partir des limites d'élasticité et de r_{45} (méthode 2)			Identification à partir des limites élasticité et des coefficients d'anisotropie (méthode 3)		
	4	8	12	4	8	12	4	8	12
c_1	1.1449	1.1406	1.1354	0.9551	1.0445	1.0878	1.0538	1.0298	1.0200
c_2	0.7901	0.9115	0.9667	0.9878	1.0096	1.0149	0.8502	0.9334	0.9662
c_3	0.9700	1.0335	1.0591	1.0121	0.9903	0.9848	1.0149	1.0088	1.0030
c_4	1.1547	1.1368	1.1295	1.1551	1.1372	1.1297	1.1426	1.1073	1.0867

Tableau 4.19 – Influence de la valeur de m et de la méthode d'identification sur les paramètres du critère de Barlat91 pour l'alliage Al-Li

La figure 4.20 représente l'évolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour les trois méthodes d'identification possible. Aucune méthode ne permet de bien modéliser l'évolution des contraintes d'écoulement et des coefficients d'anisotropie pour une tôle d'alliage Al-Li.

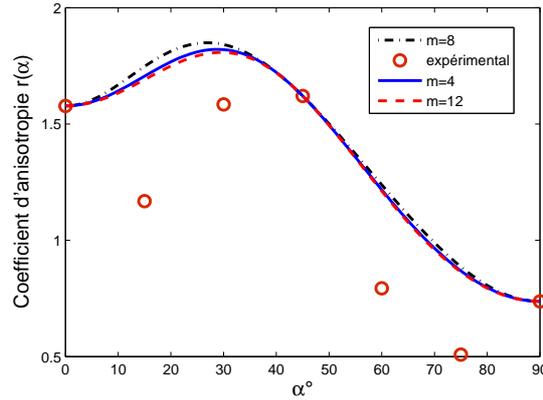


Figure 4.19 – Evolution du coefficient d'anisotropie identifié à partir des r_α et de σ_{45} en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li pour différentes valeurs du paramètre m

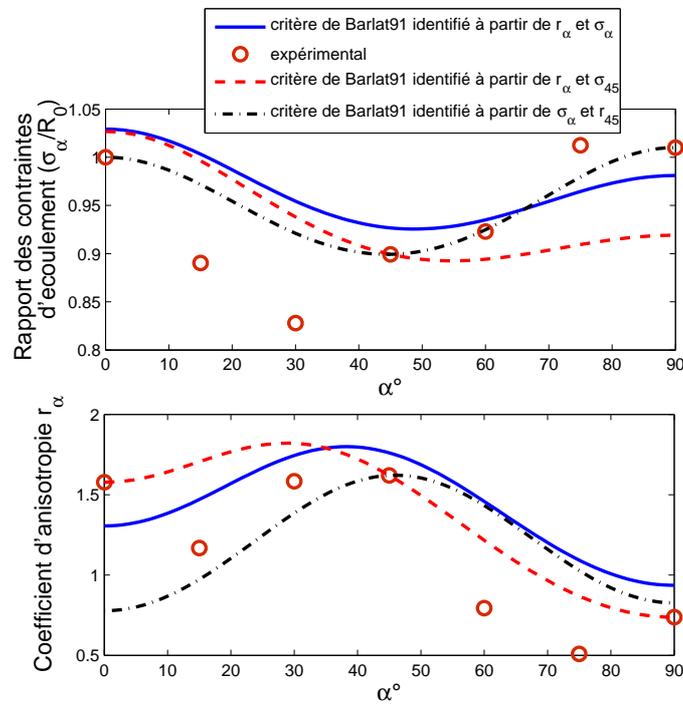


Figure 4.20 – Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li

Les figures 4.21 (a) et (b) présentent les surfaces de charge calculées pour le critère de Barlat91 à partir de différentes méthodes respectivement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li. Comme pour les critères de Hill, les surfaces de charge sont différentes selon la méthode d'identification des paramètres mais néanmoins leurs formes sont semblables.

La même démarche que pour les critères de Hill est réalisée. Les figures 4.22 (a) et (b) présentent respectivement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li les surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement. Les points expérimentaux à 0, 45 et 90° qui ont servi à identifier les paramètres sont bien positionnés sur leurs surfaces de charge associées.

Comme pour les critères de Hill, le fait d'avoir plusieurs méthodes pour identifier les paramètres d'un même critère pose problème. Selon le choix de la méthode, il est impossible de

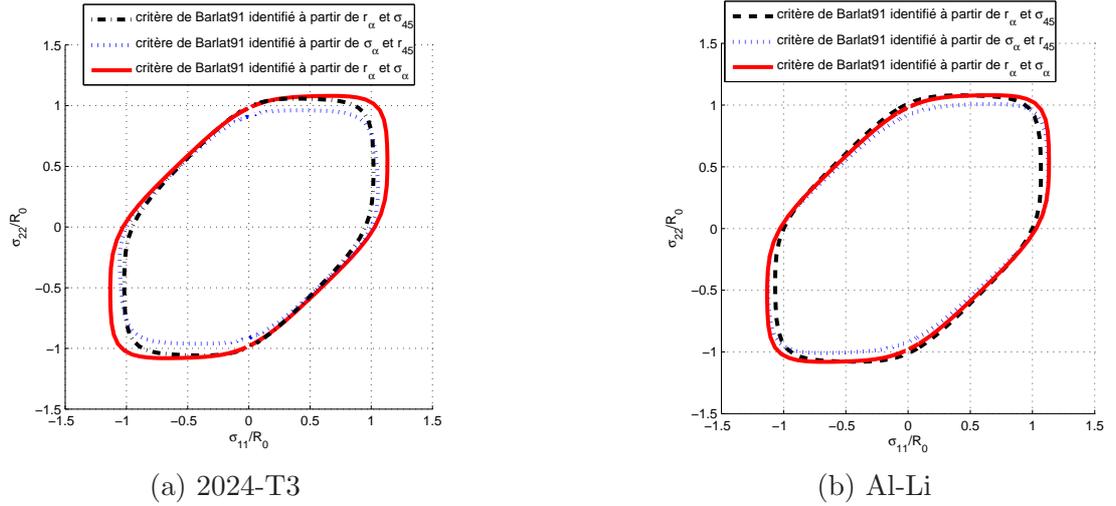


Figure 4.21 – Surfaces de charge du critère de Barlat91 calculées à partir de différentes méthodes pour les alliages 2024-T3 (a) et Al-Li (b) pour un cisaillement nul ($\sigma_{12}=0$)

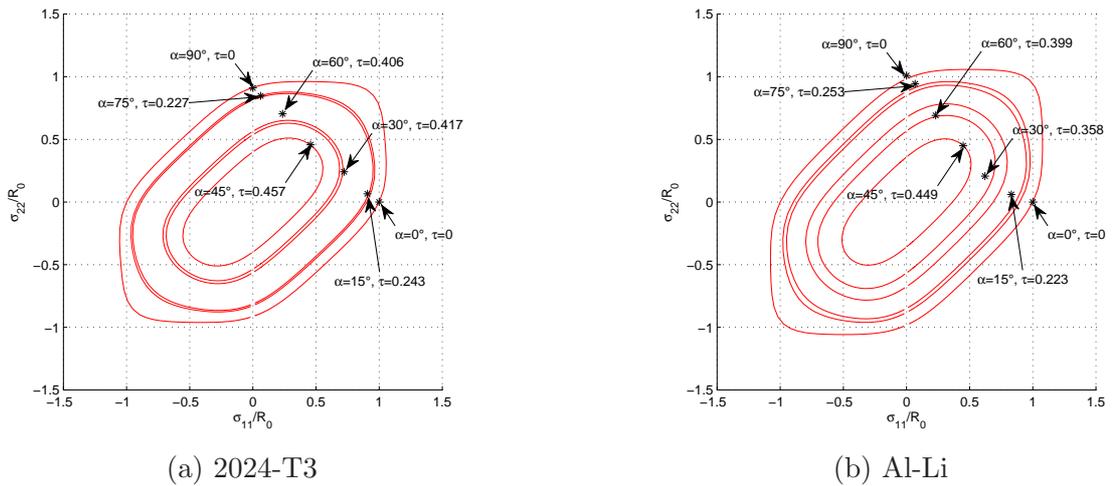


Figure 4.22 – Surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li

modéliser correctement à la fois l'évolution des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie. L'identification des paramètres de la première version du critère de Barlat n'échappe pas à cette problématique. De plus ce critère ne parvient pas à modéliser le comportement de l'Al-Li. Cependant, il paraît nécessaire d'étoffer notre base expérimentale.

4.4 Conclusions et perspectives

Les modèles de comportement présentés dans ce chapitre sont des modèles élasto-plastiques, constitués d'une loi d'érouissage et d'un critère de plasticité. Les essais permettant d'identifier les différents paramètres des modèles ont été présentés. Les notions de limites d'élasticité et de coefficients d'anisotropie ont été introduites. Le choix de la loi d'érouissage va conditionner la qualité de la modélisation de l'évolution de la plasticité lors de calculs éléments finis.

Les figures 4.23 (a) et (b) présentent respectivement l'évolution du coefficient d'anisotropie

et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3 pour l'ensemble des critères utilisés.

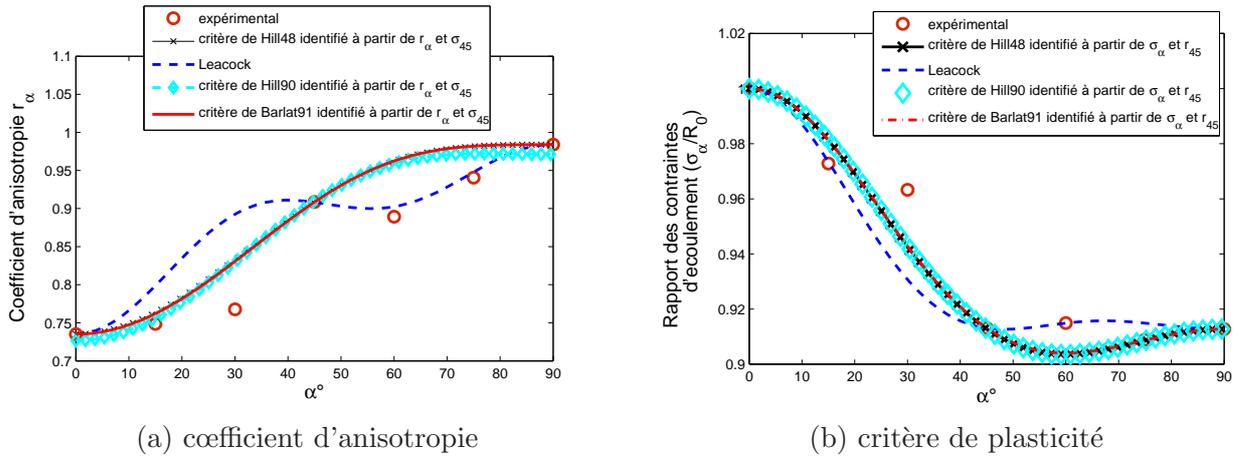


Figure 4.23 – Evolution du coefficient d'anisotropie (a) et de la limite d'élasticité (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3

Dans chaque cas, les valeurs expérimentales à 0° , 45° et 90° passent par les courbes puisqu'elles sont utilisées pour l'identification des paramètres des critères. Le critère de Leacock permet de bien représenter l'évolution des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité sauf pour $\alpha=30^\circ$.

Les résultats des critères de Hill48, Hill90 et Barlat91 sont superposés. La superposition des limites d'élasticité pour les critères de Hill48 et Barlat91 avait déjà été observée par Barlat et al. [BAR 91]. La différence principale entre ces critères provient des différentes formes des surfaces de charge qu'ils représentent comme le montre les figures 4.24 (a) et (b) qui comparent respectivement les surfaces de charge obtenues pour les critères de Hill48 et 90 et Barlat91 identifiés à partir des r_α ou des σ_α pour l'alliage 2024-T3. Ces surfaces de charge sont très importantes car elles délimitent la limite entre le domaine d'élasticité et le domaine de plasticité.

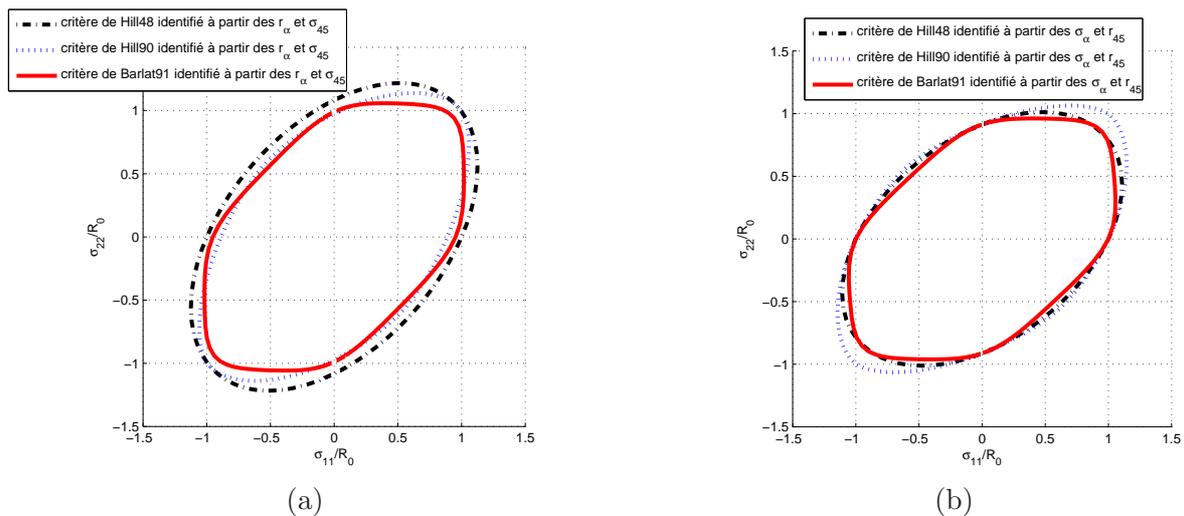


Figure 4.24 – Comparaison des surfaces de charge pour les critères de Hill48, Hill90 et Barlat91 identifiés à partir des r_α (a) ou des σ_α (b) pour l'alliage 2024-T3 pour un cisaillement nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}$)

Le problème de ces critères est qu'il existe plusieurs méthodes pour identifier les paramètres les

constituant. Cependant aucun critère ne parvient à reproduire convenablement le comportement de l'alliage Al-Li, les surfaces de charge obtenues pour cet alliage sont présentées en annexe. Des critères plus complexes comme le critère de Bron [BRO 04] seraient peut-être plus adaptés pour cet alliage.

Les surfaces de charges pour les critères de Hill48 et de Barlat91 sont de formes différentes et la méthode d'identification des paramètres de ces critères modifient également la forme des surfaces de charge. Il serait intéressant d'étudier l'influence de la méthode d'identification et du choix du critère sur des résultats de calcul éléments finis lors de la simulation du procédé de formage incrémental.

Ce travail a permis d'étudier plusieurs critères de plasticité anisotrope et de d'observer leurs spécificités, cependant, dans le cadre d'une identification plus rigoureuse, il paraît nécessaire d'étoffer la base de données expérimentales des essais de traction en particulier sur l'alliage Al-li.

Les perspectives par rapport à cette étude consisteraient par exemple à obtenir des points expérimentaux à placer sur dans le plan $(\frac{\sigma_{11}}{R_0}, \frac{\sigma_{22}}{R_0})$ à partir d'essais de traction bi-axiale [BAN 03].

Enfin, notre modèle de comportement est un modèle élasto-plastique constitué d'une loi d'écrouissage et d'un critère de plasticité. Un autre travail consisterait à étoffer ce modèle en identifiant une loi d'écrouissage cinématique susceptible de reproduire le comportement plastique du matériau en traction et compression proche d'une sollicitation de fatigue, sollicitation qui semblerait induite dans le procédé de formage incrémental. Enfin, le modèle de comportement pourrait être couplé à une loi d'endommagement afin de pouvoir prédire, pour un chargement donné, les zones préférentielles d'apparition de la striction dans la tôle lors de la mise en forme.

Bibliographie

- [DEV 92] R. Develay "Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés". Techniques de l'ingénieur. Dossier M 440, Traité Matériaux Métalliques, date de parution : 10 juillet 1992.
- [BAR 03] F. Barlat, J.C. Brem, J.W. Yoon, K. Chung, R.E. Dick, D.J. Lege, F. Pourboghrat, S.H. Choi et E. Chu "Plane stress yield function for aluminium alloy sheets - part 1 : theory." Int. J. Plasticity Vol. 19, (2003), pp. 1297-1319.
- [LEM 85] J. Lemaître, J.L. Chaboche "Mécanique des matériaux solides". Dunod, Paris, 1985.
- [LEC 07] D. Lecompte. "Elastic and elasto-plastic material parameter identification by inverse modeling of static tests using Digital Image Correlation". Thèse de Doctorat de l'école polytechnique de Bruxelles (2007).
- [BRO 04] F. Bron "Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique" Thèse de Doctorat de l'école des Mines de Paris (2004).
- [HIL 48] R. Hill "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals". Proc. Royal Soc. London. Series A, Math. Phys. Sci. 193(1033), (1948), pp. 281-297.
- [HIL 90] R. Hill "Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals." J. Mech. Phys. Solids 42 (11), (1990), pp. 405-417.
- [BAR 89] F. Barlat, J. Lian "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part 1) : A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions" Int. J. Plasticity, 5, (1989), pp. 51-56.
- [BAR 91] F. Barlat, D.J. Lege, et J.C. Brem "A six-component yield function for anisotropic materials", International Journal of Plasticity, vol. 7, (1991), pp. 693-712.
- [BAR 97] F. Barlat, Y. Maeda, K. Chung, M. Yanagawa "Yield function development for aluminium alloy sheets." J. Mech. Phys. Solids. Vol. 45 n°11/12, (1997), pp. 1727-1763.
- [BAN 03] D. Banabic, T. Kuwabara, T. Balan, D.S. Comsa, D. Julean "Non-quadratic yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress conditions" Int. J. Mech. Sciences, 45, (2003), pp. 797-811.
- [BAN 04] D. Banabic, T. Kuwabara, T. Balan, D.S. Comsa "An anisotropic yield criterion for sheet metals" Journal of Materials Processing Technology, 157-158, (2004), pp. 462-465.
- [KAR 93] A.P. Karafillis et M.C. Boyce "A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor." J. Mech. Phys. Solids 41, (1993), pp. 1859-1886.
- [FLO 07] P. Flores, L. Duchêne, C. Bouffieux, T. Lelotte, C. Henrard, N. Pernin, A. Van Bael, S. He, J. Dufflou et A.M. Habraken "Model identification and FE simulations : Effect of different yield loci and hardening laws in sheet forming." International journal of plasticity 23, (2007), pp. 420-449.
- [LEA 06] A.G. Leacock. "A mathematical description of orthotropy in sheet metals". J. Mech. Phys. Solids vol. 54, (2006), pp. 425-444.
- [HER 54] A.V. Hershey "The Plasticity of an Isotropic Aggregate of Anisotropic Face Centred Cubic Crystals" J. Appl. Mech. Trans. ASME, 21, (1954), pp. 241.

[HOS 72] W.F. Hosford "A Generalized Isotropic Yield Criterion" J. Appl. Mech. Trans. ASME, E39, (1972), pp. 607.

Chapitre 5

Identification des paramètres de modèles de comportement à partir de la méthode de recalage de modèle éléments finis associée à la mesure de champs

Le chapitre 4 a montré que l'identification des paramètres de modèles de comportement élasto-plastique nécessitait la réalisation de plusieurs essais de traction dans différentes directions de prélèvement de la tôle. Ce chapitre présente une méthode permettant d'identifier les paramètres d'un modèle de comportement à partir d'un seul essai de traction sur une géométrie d'éprouvette générant un champ de déformations hétérogènes. Cette méthode, nommée méthode de recalage de modèle éléments finis, est présentée dans un premier temps. La validité de cette méthode ainsi que l'influence du choix de la géométrie de l'éprouvette et du nombre d'images sur la convergence des résultats optimisés est étudiée. Enfin, la méthode est appliquée à l'identification de paramètres de modèle élasto-plastique.

5.1 Présentation de la méthode de recalage de modèle éléments finis (FEMU)

La connaissance précise du comportement de certaines structures nécessite une détermination préalable des paramètres de lois de comportement des matériaux. Cependant les méthodes usuelles ne permettent pas d'identifier ces paramètres directement sur les structures car celles-ci présentent souvent des géométries complexes. Dans les cas où cette détermination s'avère possible, elle demeure fastidieuse en raison de la complexité des installations et du nombre important de mesures à effectuer. Le développement récent des techniques de mesures de champs cinématiques a permis de reconsidérer la problématique présentée précédemment et a ouvert la voie à de nouvelles méthodes d'identification de paramètres.

Ces méthodes reposent sur l'identification de plusieurs paramètres à partir d'un seul essai statiquement indéterminé (qui n'offre pas de solution analytique simple) générant des champs de déformations hétérogènes. La détermination de paramètres pilotant un modèle de comportement à partir d'une réponse mécanique mesurée au cours d'un essai statiquement indéterminé constitue un problème inverse.

Ces méthodes de détermination de paramètres à partir de mesures de champs cinématiques sont maintenant nombreuses. Elles sont présentées et comparées pour l'identification de paramètres d'élasticité par Avril et al. [AVR 08B] :

- la méthode des champs virtuels (Virtual Fields Method) [GRE 89],
- la méthode de l'écart à l'équilibre (Equilibrium Gap Method) [CLA 04],
- la méthode de l'erreur en relation de comportement (Constitutive Equation Gap Method) [CON 98],
- la méthode de l'écart à la réciprocité (Reciprocity Gap Method) [BUI 04],
- la méthode de recalage de modèle éléments finis (Finite Element Model Updated, FEMU).

C'est cette dernière technique qui a été développée au CROMeP [VAL 06] [RAM 07]. Elle a été choisie car elle peut être découplée du modèle de comportement utilisé et elle reste facilement applicable dans le domaine plastique. Un certain nombre de travaux utilisent cette méthode de recalage de modèle éléments finis [MEU 98] [HAD 05] [GIT 06] [VEL 07] [LEC 07] [HAD 07] [COO 08] [DEC 09]. La méthode FEMU consiste à comparer des résultats expérimentaux avec des résultats issus d'une simulation éléments finis afin d'optimiser des paramètres. Avant la démocratisation des mesures de champs cinématiques, la méthode de recalage de modèle éléments finis utilisait les efforts comme données pour alimenter la boucle d'optimisation [COT 84]. Les résultats expérimentaux peuvent à la fois inclure les efforts et la valeur du champ de déplacement/déformation résultant de l'état de sollicitation d'une structure. Ce champ peut être mesuré par une méthode spécifique comme la corrélation d'images numériques par exemple.

Dans notre étude, l'utilisation du champs de déplacement est préféré à celle du champs de déformations [MEU 98]. Cette approche se différencie de celle adoptée dans plusieurs études de la littérature, Cooreman/Lecompte et al. [COO 08] [LEC 07] ou Haddadi et al. [HAD 05] [HAD 07] basées sur les champs de déformations. Ce choix se justifie pour plusieurs raisons. Tout d'abord, le même champ de déformations est obtenu par dérivation du champ de déplacements lui-même entaché d'un bruit de mesure. Ce bruit crée une erreur de mesure que la dérivation accentuera. Ainsi, afin d'atténuer l'erreur de mesure, il est préférable de travailler à partir du champ de déplacement plutôt que du champ de déformations. De plus, la taille de la zone de calcul des déformations ($ZC\varepsilon$) utilisée dans Vic-3D[®] influence les valeurs des déformations obtenues. Il est alors nécessaire d'avoir une taille de la $ZC\varepsilon$ identique à la taille des éléments de la simulation éléments finis dans le cas d'éléments linéaires. Il faut également s'assurer que le schéma numérique de dérivation soit le même, aussi bien pour le calcul à partir des champs de déplacement expérimentaux que pour le calcul du champ issu de la simulation éléments finis. Par conséquent l'utilisation du champs de déplacements permet de s'affranchir de ces problèmes.

L'idée générale des méthodes d'identification à partir de mesure de champs réside dans le fait qu'il n'est absolument pas nécessaire de concevoir des essais mécaniques assurant une homogénéité des contraintes (et des déformations) sur la structure, bien au contraire.

L'objectif général de ce travail est donc de pouvoir activer différents chemins de déformation (traction uniaxiale, cisaillement, ...) à partir d'un seul essai de traction générant un champ de déformations hétérogène, ce dernier étant facilement mesurable avec une bonne résolution. Cet état de sollicitation est donc équivalent à plusieurs essais simples. Pour cela, deux techniques sont à notre disposition :

- soit utiliser une éprouvette de forme complexe,
- soit générer des sollicitations complexes.

Dans notre cas, les mesures expérimentales proviennent d'essais de traction sur différentes géométries d'éprouvettes de formes complexes induisant des champs de déformation hétérogènes. L'objectif est d'étudier si dans le cadre de l'identification de modèles de comportement, la méthode FEMU peut devenir un bon compromis par rapport à l'utilisation de plusieurs essais de traction standard (dans plusieurs directions de la tôle par exemple) présentée dans le chapitre 4.

La figure 5.1 présente de la principe de la méthode FEMU, qui nécessite un certains nombres d'étapes.

La **première étape** consiste à réaliser un essai de traction et à acquérir les résultats expéri-

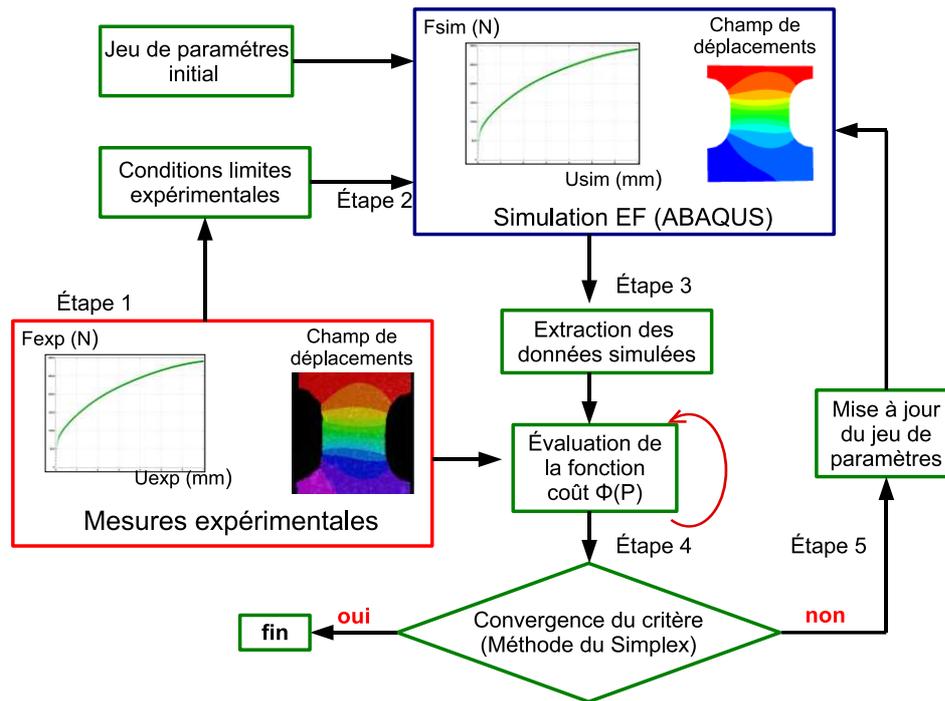


Figure 5.1 – Principe de la méthode de recalage de modèle éléments finis (FEMU)

mentaux E (forces et champs de déplacements) qui seront utilisés dans la boucle d'optimisation. Dans cette étude, les essais de traction sont réalisés sur l'alliage d'aluminium 2024-T3 dans le sens transverse, c'est-à-dire perpendiculaire à la direction de laminage ($\alpha=90^\circ$), à l'aide de la machine d'essais électromécanique INSTRON présentée dans le chapitre 4.

La **deuxième étape** consiste à réaliser le modèle éléments finis. La forme de l'éprouvette est définie à partir de l'AOI de l'éprouvette expérimentale obtenue par Vic-3D[®]. Une mise en correspondance entre les nœuds des maillages expérimentaux et simulés est ensuite réalisée, ce qui permet d'imposer à la simulation EF (éléments finis) des conditions aux limites expérimentales.

La **troisième étape** extrait du calcul EF (sous Abaqus) les résultats de simulation S dépendant des conditions initiales et des paramètres P de la loi de comportement. Un script Python permet après chaque simulation EF d'extraire les résultats qui seront comparés avec les résultats expérimentaux.

La **quatrième étape** consiste à construire une fonction objectif $\phi(P)$ qui porte sur l'écart entre E et S défini de la façon suivante : $\phi(P) = \frac{\|E-S(P)\|}{\|E\|}$. Cette procédure est réalisée à l'aide d'un programme Matlab qui fait appel à un algorithme d'optimisation permettant de déterminer le jeu de paramètres de la loi de comportement P en minimisant $\phi(P)$.

Tant que l'algorithme ne converge pas une **cinquième étape** est nécessaire. Un autre programme Matlab met à jour le jeu de paramètres à identifier de la simulation EF et un nouveau calcul est réalisé jusqu'à ce que l'algorithme converge.

Un programme central réalisé à l'aide du logiciel Matlab permet de lancer les simulations EF sous Abaqus, le script Python ainsi que les programmes Matlab permettant de construire et d'optimiser la fonction objectif et de mettre à jour les paramètres de la simulation numérique.

5.1.1 Acquisition des données

La majorité des auteurs [HAD 05], [GIT 06], [LEC 07] et [COO 08] utilise la corrélation d'images pour acquérir les données expérimentales (champ de déplacements ou de déformations), mais d'autres options existent [MEU 98]. Ces méthodes peuvent permettre l'obtention (i) des

conditions aux limites à appliquer dans la simulation, (ii) de la géométrie d'éprouvette et (iii) du champ de déplacement permettant de construire la fonction objectif. Sur un essai 2D (éprouvette mince en état de contraintes planes), l'utilisation de la stéréo-corrélation n'est pas obligatoire, mais elle permet de :

- s'affranchir des effets hors plan sur la mesure,
- corriger les distorsions géométriques des objectifs,
- mesurer la forme de la zone à étudier (AOI) avec une métrique.

L'acquisition des efforts durant l'essai de traction est effectué par la cellule de force de la machine d'essais INSTRON. L'effort mesuré est une information globale contrairement au champ de déplacement mesuré par la corrélation d'images qui fournit une information locale (information pour chaque nœud du maillage expérimental).

5.1.2 Création des modèles éléments-finis

Les simulations éléments finis sont réalisées à partir du logiciel Abaqus, les éléments choisis sont des éléments coques S4R à interpolation linéaire. La géométrie de l'éprouvette et le maillage sont réalisés sous IDEAS. Lors de l'essai de traction, un mouvement de solide rigide est introduit. Il correspond à un déplacement supplémentaire dû au fait que l'axe de sollicitation de la machine de traction ne correspond pas forcément à l'axe de l'éprouvette [VAL 06] (combiné à un léger glissement de l'éprouvette dans les mors lors de l'essai). Afin de s'affranchir de ce genre de problèmes, la zone d'étude appelée zone d'intérêt ou AOI (Area Of Interest) est limitée comme le montre la figure 5.2 (cf. chapitre 2).

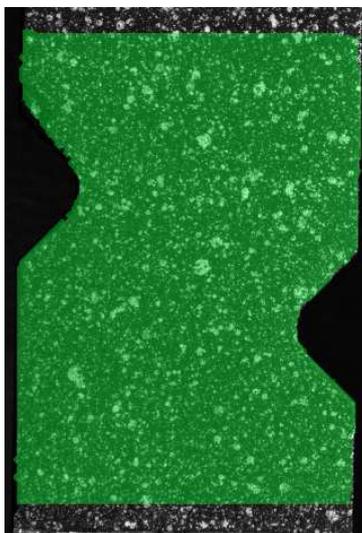


Figure 5.2 – Définition de la zone d'intérêt (AOI) en vert positionnée sur l'éprouvette mouchetée (taches blanches sur fond noir)

Le contour de l'éprouvette est défini en mesurant la forme de l'AOI de l'éprouvette par traitement d'images à l'aide du logiciel Vic-3D[®]. Ce contour sert de base au maillage expérimental en prenant soin de ne pas considérer les points non corrélés. Ce maillage est ainsi défini par l'ensemble des points corrélés de l'AOI. Il s'obtient par un traitement numérique effectué avec le logiciel Matlab permettant d'éliminer tous les points non corrélés (cf. figure 5.3(a)).

Les nœuds frontières du maillage expérimental (contour de l'AOI) sont utilisés pour décrire le contour du modèle éléments finis conçu dans IDEAS. Le maillage EF est constitué de N_k nœuds (cf. figure 5.3(b)). Les déplacements des nœuds N_k de l'AOI sont collectés et comparés avec ceux du maillage EF. L'équation (5.1) présente les champs de déplacements des nœuds N_k .

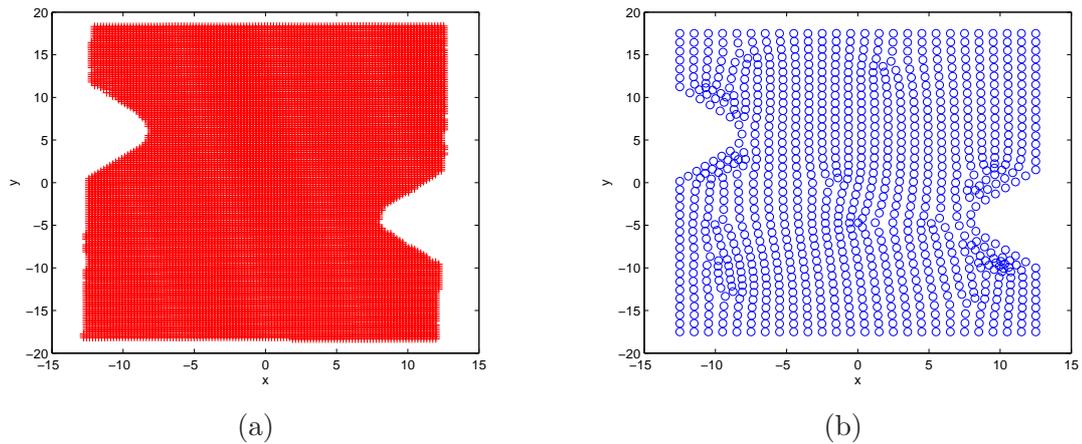


Figure 5.3 – Points expérimentaux corrélés (a) et maillage éléments finis (b)

$$\vec{U}_k = \left(U_1 \vec{x} + U_2 \vec{y} \right)_k \quad (5.1)$$

Le maillage expérimental fournit un grand nombre de points (jusqu'à un point tous les pixels). Il est généralement beaucoup plus dense que le maillage éléments finis. L'objectif est d'associer à chaque nœud du maillage EF un vecteur déplacement expérimental. Il convient donc de placer les deux maillages dans le même repère spatial. Pour cela, une procédure spécifique développée sous Matlab permet pour chaque nœud du maillage EF d'extrapoler un vecteur déplacement par interpolation bicubique à partir du maillage expérimental. Par la suite, les frontières, en général les zones de l'éprouvette proches des mors, sont définies. Les nœuds appartenant aux frontières supérieures Ω_1 et inférieures Ω_2 du maillage sont isolés. Les conditions limites imposées aux nœuds des frontières de la simulation EF sont donc directement les déplacements mesurés comme l'illustre la figure 5.4.

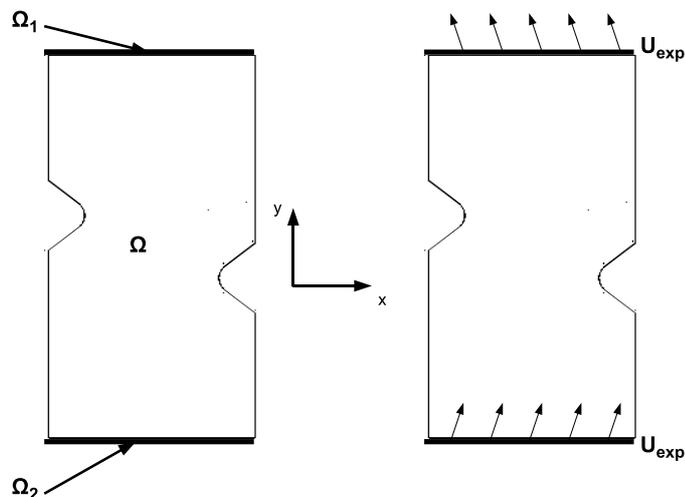


Figure 5.4 – Définition des frontières et application des conditions aux limites

5.1.3 Choix de la formulation de la fonction objectif et de l'algorithme d'optimisation

Dans notre cas, les données comparées dans la boucle d'optimisation sont les déplacements et l'effort. Cependant, différentes formulations de la fonction objectif existent dans la littérature et diffèrent suivant les auteurs.

En imposant l'effort comme condition limite, l'objectif peut être formulé sur les déformations [COO 07]. Cela peut engendrer des erreurs du fait qu'une déformation n'est pas mesurée mais calculée sur une base de mesure et à l'aide d'un algorithme propre à chaque logiciel de corrélation comme discuté précédemment. Cooreman et al. [COO 07] ont construit leur fonction objectif uniquement à partir des déformations. Elle repose sur l'écart entre les déformations expérimentales et simulées. Cet écart est normalisée afin que la valeur de chaque terme de la fonction objectif soit du même ordre de grandeur, ce qui évite d'utiliser des coefficients de pondération.

$$C(\bar{p}) = \sqrt{\sum_{i=1}^s \left(\frac{\varepsilon_i^{num}(\bar{p}) - \varepsilon_i^{exp}}{\varepsilon_i^{exp}} \right)^2} \quad (5.2)$$

avec \bar{p} le jeu de paramètres à optimiser et s le nombre de points expérimentaux.

Une démarche analogue [HAD 05] considère non seulement les déformations dans la formulation de l'objectif mais également les efforts. La fonction objectif d'Haddadi et al. [HAD 05] est donc constituée de deux fonctions, une sur les efforts et l'autre sur les déformations longitudinales ε_{xx} . Un coefficient de pondération, β , est utilisé et permet aux résidus des deux fonctions d'être du même ordre de grandeur afin d'éviter de favoriser l'identification à partir d'une donnée privilégiée.

$$\begin{aligned} \phi(P) &= (1 - \beta)\phi_F(P) + \beta\phi_{\varepsilon_{xx}}(P) \\ \phi_F(P) &= \frac{1}{n_F} \sum_{i=1}^{n_F} \left(\frac{F^{sim}(t_i, P) - F^{exp}(t_i)}{F^{exp}(t_i)} \right)^2 \\ \phi_{\varepsilon_{xx}}(P) &= \frac{1}{n_{img}} \sum_{i=1}^{n_{img}} \frac{1}{n_{mp}} \sum_{j=1}^{n_{mp}} \left(\frac{\varepsilon_{xx}^{sim}(X_j, t_i, P) - \varepsilon_{xx}^{exp}(X_j, t_i)}{\varepsilon_{xx}^{exp}(X_j, t_i)} \right)^2 \end{aligned} \quad (5.3)$$

avec P le jeu de paramètres à optimiser, t_i la variable relative au niveau de déformations, n_F le nombre de valeurs d'efforts utilisé, n_{img} le nombre de champs de déformations utilisé et n_{mp} le nombre de points du maillage expérimental.

Dans notre étude, l'expression de la fonction objectif est considérée comme la combinaison d'une fonction coût sur les déplacements nodaux N_k et d'une fonction coût sur les efforts avec β un coefficient de pondération ($0 < \beta < 1$) qui peut s'écrire comme suit [VEL 07] :

$$\phi(P) = \beta\phi_U(P) + (1 - \beta)\phi_F(P) \quad (5.4)$$

$$\phi(P) = \beta \frac{\|U^{exp} - U^{sim}\|}{\|U^{exp}\|} + (1 - \beta) \frac{\|F^{exp} - F^{sim}\|}{\|F^{exp}\|}$$

L'effort étant une information globale obtenue pour chaque image, la fonction coût ϕ_F , formulée sur l'effort, dépend donc uniquement du nombre d'images N_i . **Une image correspond en fait à un état de sollicitation.**

$$\|F^{exp} - F^{sim}\| = \sqrt{\frac{1}{N_i} \sum_{i=1}^{N_i} (F^{exp} - F^{sim}(P))_i^2}$$

Le déplacement est une information locale obtenue pour chaque nœud de chaque image. La fonction coût ϕ_U , formulée sur les déplacements, dépend donc du nombre d'images N_i et du nombre de nœuds du maillage N_k .

$$\|U^{exp} - U^{sim}\| = \sqrt{\frac{1}{N_k, N_i} \sum_{k,i=1}^{N_k N_i} \left((U_1^{exp} - U_1^{sim})^2 + (U_2^{exp} - U_2^{sim})^2 \right)_{k,i}}$$

La fonction coût formulée sur l'effort, calculée pour chaque image, est simplement normalisée comme suit :

$$\phi_F(P) = \frac{\sqrt{\frac{1}{N_i} \sum_{i=1}^{N_i} (F^{exp} - F^{sim}(P))_i^2}}{\sqrt{\frac{1}{N_i} \sum_{i=1}^{N_i} (F^{exp})_i^2}} \quad (5.5)$$

La normalisation de la fonction coût ϕ_U est par contre modifiée. En effet, le déplacement expérimental contient une grande partie de mouvement de solide rigide, comme schématisé sur la figure 5.5 pour le cas de traction simple. Le numérateur de la fonction coût ϕ_U reste inchangé mais la contribution du mouvement de solide rigide doit être extraite du dénominateur. Évidemment, la simulation éléments finis prend en compte ce mouvement de solide rigide à travers les déplacements expérimentaux imposés comme conditions limites. Cela permet au numérateur $\|U^{exp} - U^{sim}(P)\|$ de ne pas être sensible au phénomène.

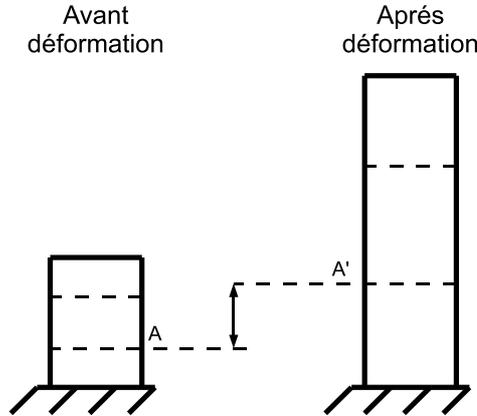


Figure 5.5 – Principe du déplacement de solide rigide

Par contre, la contribution du mouvement de solide rigide dans le dénominateur $\|U^{exp}\|$ est importante. En considérant l'écart type des déplacements expérimentaux, qui n'est rien d'autre que la dispersion par rapport au déplacement moyen de l'AOI lors de l'essai, il est possible d'extraire cette contribution de mouvement parasite. La fonction coût $\phi_U(P)$ s'écrit donc :

$$\phi_U(P) = \frac{\|U^{exp} - U^{sim}(P)\|}{\sigma(U_{exp})}$$

avec,

$$\sigma(U_{exp}) = \sqrt{E(U_{exp}^2) - E^2(U_{exp})}$$

et les espérances :

$$E(U_{exp}^2) = \frac{1}{N_i N_k} \sum_{k,i=0}^{N_k, N_i} (U_{exp}^2)_{i,k}$$

et,

$$E^2(U_{exp}) = \left(\frac{1}{N_i N_k} \sum_{k,i=0}^{N_k, N_i} (U_{exp})_{i,k} \right)^2$$

En remplaçant U_{exp} par sa norme, $\|U_{exp}\| = \sqrt{(U_{1exp}^2 + U_{2exp}^2)}$ on obtient :

$$\sigma(U_{exp}) = \sqrt{\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} (U_{1exp}^2 + U_{2exp}^2)_{i,k} - \left(\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} \sqrt{(U_{1exp}^2 + U_{2exp}^2)_{i,k}} \right)^2}$$

La fonction objectif en déplacement est donc calculée pour chaque image et la moyenne pour toutes les images est ensuite effectuée. En remplaçant U_{sim} par sa norme, $\|U_{sim}\| = \sqrt{(U_{1sim}^2 + U_{2sim}^2)}$, ϕ_U s'écrit donc de la façon suivante :

$$\phi_U(P) = \frac{\sqrt{\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} [(U_{1sim}(P) - U_{1exp})_{i,k}^2 + (U_{2sim}(P) - U_{2exp})_{i,k}^2]}}{\sqrt{\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} (U_{1exp}^2 + U_{2exp}^2)_{i,k} - \left(\frac{1}{N_i N_k} \sum_{i,k=1}^{N_i, N_k} \sqrt{(U_{1exp}^2 + U_{2exp}^2)_{i,k}} \right)^2}} \quad (5.6)$$

Afin de minimiser l'écart entre les données expérimentales et simulées, l'algorithme Nelder-Mead a été sélectionné. Cet algorithme, plus couramment nommé Simplex non linéaire, est également choisi par Haddadi et al. [HAD 05] pour sa robustesse, mais contrairement à certaines méthodes à gradients il ne permet pas d'effectuer une optimisation sous contraintes. En revanche, cette méthode d'optimisation n'est pas basée sur le calcul de la Jacobienne et donc de la dérivée de la fonction objectif. Cet algorithme semble donc être bien adapté à notre problème où la fonction objectif n'est connue que de manière discrète aux points de calcul correspondant à un jeu de paramètres donné et n'est à priori pas dérivable (ou du moins sa dérivée calculée numériquement est une très mauvaise approximation de la Jacobienne).

5.2 Mise en œuvre de la méthode FEMU pour l'identification de lois d'écrouissage

Dans un premier temps, la méthode FEMU est utilisée afin d'identifier les paramètres K et n de la loi d'écrouissage isotrope de Ludwig rappelée par l'équation suivante :

$$R = R_0 + K \left(\varepsilon_{eq}^{pl} \right)^n \quad (5.7)$$

La détermination de seulement deux paramètres permet de représenter graphiquement l'évolution de la fonction objectif en fonction de K et n , et constitue la raison du choix d'une loi de type Ludwig pour ce travail. La méthode a été utilisée dans un premier temps sur l'éprouvette de type Meuwissen [MEU 98], dont la géométrie est présentée sur la figure 5.6.

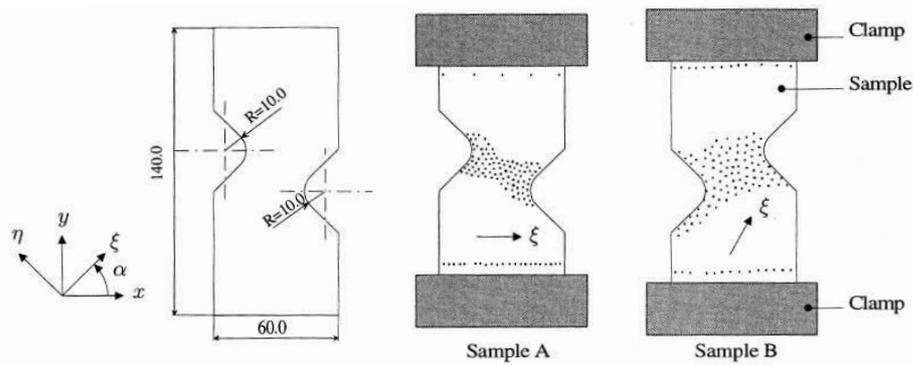


Figure 5.6 – Géométrie de l'éprouvette Meuwissen et position des marqueurs réfléchissants [MEU 98]

Meuwissen a utilisé une méthode couplant essais mécaniques et simulation numérique afin d'identifier les propriétés élasto-plastiques d'un alliage d'aluminium 1200 sous forme de tôle de 0.5 mm d'épaisseur.

Deux essais de traction sont réalisés à partir de la géométrie d'éprouvette présentée sur la figure 5.6. L'échantillon A correspond à un essai de traction dans le sens transverse de la direction de laminage (90°) tandis que pour l'échantillon B, un angle de 60° est considéré entre la direction de chargement et la direction de laminage.

Les déplacements expérimentaux sont enregistrés à partir de marqueurs réfléchissants positionnés sur l'éprouvette et mesurés à l'aide d'un système de suivi vidéo (Video Interface 84.330, Hentshell GmbH Hannover). La figure 5.6 présente le positionnement des marqueurs réfléchissants (points noirs) sur la zone utile de l'éprouvette. Ils sont au nombre de 120 et ont un diamètre de 0.7 mm. Le système de suivi vidéo permet de calculer un vecteur déplacement pour chacun des marqueurs comme le montre la figure 5.7. Ce déplacement inhomogène provient principalement de la géométrie de l'éprouvette et d'un chargement non-uniforme causé par des glissements dans les mors.

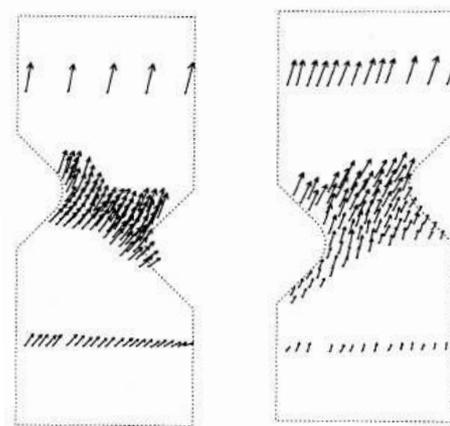


Figure 5.7 – Vecteurs déplacements des marqueurs réfléchissants mesurés pour une contrainte égale à la limite d'élasticité (grossissement de 50) [MEU 98]

La modélisation éléments finis de ces essais est réalisée à l'aide du logiciel MARC, avec une hypothèse de contraintes planes ; le maillage est constitué de quadrangles à 4 nœuds fournissant une interpolation linéaire sur les déplacements. Les marqueurs proches des mors délimitent les

bords de l'éprouvette (cf. figures 5.6 et 5.7). Meuwissen impose des conditions limites mesurées. Les déplacements selon l'axe x et y sont imposés sur le bord inférieur tandis que les déplacements selon l'axe x et les efforts selon l'axe y sont appliqués sur la frontière supérieure. Imposer les conditions limites permet à Meuwissen de s'affranchir des problèmes de glissement dans les mors.

La boucle d'optimisation utilisée dans la méthode de couplage numérique-expérimental est présentée sur figure 5.8. Le chargement appliqué à l'éprouvette correspond à u et le champ mesuré à m . Les résultats obtenus à partir de la simulation éléments finis sont représentés par h et θ est le jeu de paramètres à identifier, θ_0 étant le jeu de paramètres initial. La matrice de sensibilité \underline{H} est défini de la façon suivante : $\underline{H} = \frac{\partial h}{\partial \theta}$. Les nouvelles estimations des paramètres à identifier sont déterminées en minimisant l'équation suivante :

$$J = (m - h(\theta))^T \underline{V} (m - h(\theta)) + (\theta_0 - \theta)^T \underline{W} (\theta_0 - \theta) \quad (5.8)$$

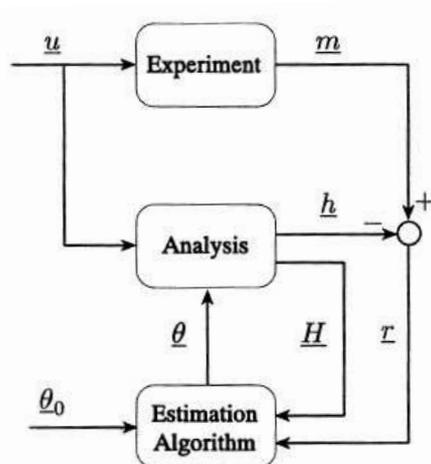


Figure 5.8 – Boucle d'optimisation utilisée par Meuwissen [MEU 98]

où \underline{V} et \underline{W} sont deux matrices définies positives symétriques. L'algorithme de Gauss-Newton est utilisé pour minimiser l'équation 5.8.

Meuwissen a appliqué cette procédure pour identifier des critères de plasticité isotrope (Von Mises) et anisotrope (Hill48) en utilisant dans un premier temps une loi d'écroutissage linéaire ($R = R_0 + L\varepsilon_{eq}^{pl}$ avec L le module de plasticité) puis une loi d'écroutissage de Nadai-Ludwig ($R = R_0 + c(\varepsilon_{eq}^{pl})^n$ avec c et n les paramètres matériaux). Le modèle, ainsi identifié, ne parvient pas à représenter correctement le comportement des éprouvettes A et B. Le problème réside principalement dans l'utilisation de lois d'écroutissage et de critères de plasticité qui ne sont pas les plus appropriés pour modéliser le comportement de l'alliage d'aluminium 1200. Néanmoins la procédure d'optimisation présentée par Meuwissen [MEU 98] appliquée à une géométrie d'éprouvette générant un champ de déplacements inhomogène est prometteuse, moyennant l'utilisation de modèles de comportement permettent de reproduire les spécificités de comportement du matériau. C'est pour cette raison que, dans un premier temps, la procédure de recalage de modèle éléments finis présentée dans le paragraphe 1 a été appliquée à la géométrie d'éprouvette développée par Meuwissen. La première étape de la démarche est donc de valider le processus d'optimisation proposé au paragraphe 1.

5.2.1 Validation de la méthode de recalage de modèle éléments finis

Cette étude est réalisée sur l'alliage d'aluminium 2024-T3 dont le comportement plastique est considéré comme anisotrope. Dans un premier temps, les paramètres du critère de Hill48

sont fixes et sont identifiés à partir des limites d'élasticité obtenues à partir d'essais classiques de traction réalisés dans les trois directions ($F=0.728$; $G=0.528$; $H=0.472$ et $L=M=N=1.769$) et présentés dans le chapitre 4.

Une loi d'écroutissement de type Ludwig constituée de 3 paramètres R_0 , K et n est considérée. Comme discuté précédemment seulement 2 des 3 paramètres sont initialement choisis car la sensibilité aux paramètres est aisément représentable graphiquement, R_0 ayant la valeur de la limite élastique ($R_{p0.2}$) fixée à 325 MPa dans la direction de laminage (0°).

5.2.1.1 Construction des données expérimentales

Afin de valider la méthode FEMU, le processus d'optimisation a été réalisé à partir d'un résultat provenant non pas d'une expérience mais d'une simulation EF directe permettant ainsi de connaître a priori les paramètres recherchés. Dans ce cas certains problèmes expérimentaux disparaissent comme la définition de l'AOI, la correspondance entre les maillages EF et expérimentaux, le bruit et les erreurs de mesures, etc ... Les données permettant de construire cette solution expérimentale sont donc issues d'une simulation dont le couple utilisé, $K=800$ MPa et $n=0.66$ correspond au jeu initial P_0 .

Dans un premier temps, nous souhaitons visualiser la sensibilité de la fonction coût par rapport aux paramètres et donc tracer $\phi(K, n)$ sur une cartographie 2D avec K en ordonnée et n en abscisse. Pour cela, plusieurs simulations directes EF sont réalisées pour différents couples (K et n). Pour chacune d'elles, K varie entre 200 et 1900 MPa avec un pas de 100 MPa et n entre 0.16 et 1.16 avec un pas de 0.1. La figure 5.9 présente l'évolution de la fonction coût en fonction de K et n .

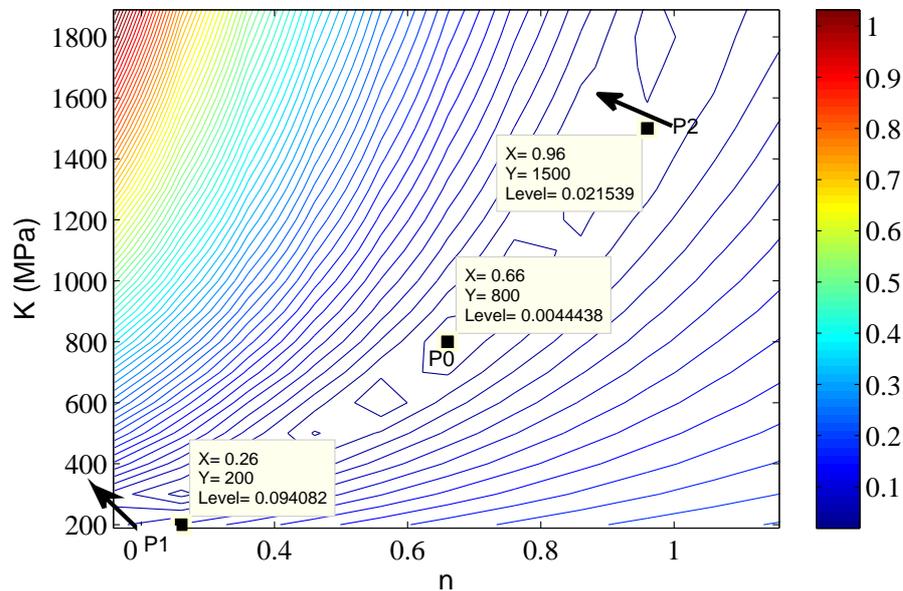


Figure 5.9 – Carte de sensibilité pour l'éprouvette Meuwissen simulée $\phi(K, n)$ en fonction de K et n à partir de l'image finale

Cette carte de sensibilité montre tout d'abord la présence de plusieurs minima locaux situés dans une vallée. Afin d'étudier l'influence du jeu de paramètres initial sur la convergence de la fonction coût et donc sur l'identification du jeu de paramètres final, plusieurs jeux de paramètres initiaux (P_1 et P_2), physiquement admissibles, ont été choisis proches de ces minima. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.1 et sur la figure 5.9. Les flèches illustrées sur la figure 5.9 représentent le sens d'évolution des valeurs du couple de paramètres entre le début et la fin du

processus d'optimisation.

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	0.441×10^{-2}	K=799 MPa n=0.660	0.409×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	8.188×10^{-2}	K=255 MPa n=0.157	2.931×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	2.783×10^{-2}	K=1677 MPa n=0.891	0.542×10^{-2}

Tableau 5.1 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen simulée (procédure réalisée à partir d'une image)

Seul le jeu de paramètre P₀ converge vers la solution qui a servi à construire les données expérimentales. Les jeux P₁ et P₂ se dirigent vers d'autres minima locaux et ne convergent donc pas vers la solution de référence. L'influence du jeu de paramètre initial s'avère donc très importante. Pour tenter de remédier à cette dépendance, il faut noter que cette étape d'identification n'a utilisé qu'une seule image. La dénomination "image" correspond en fait à une image stéréoscopique obtenue à partir du banc stéréoscopique et du logiciel Vic-3D[®]. Cette image peut être associée à un champ de déplacements et à un champ de déformations. **Pour le reste de l'étude, le terme image est associé à un champ de déplacements.** Bien que le champ de déplacement observé à partir de cet état soit hétérogène, il est probable que l'ajout d'images supplémentaires permettrait une augmentation de cette hétérogénéité et ainsi assurerait une meilleure convergence de la méthode en diminuant l'influence du jeu de paramètres initial sur la solution finale. Ainsi, dans la suite, l'optimisation sera réalisée non pas à partir d'une seule image mais à partir de 10 images.

5.2.1.2 Influence du nombre d'images sur l'identification des paramètres

Dix images sont donc extraites de l'essai expérimental simulé. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 5.2. Dans ce cas, l'optimisation n'est plus dépendante du jeu de paramètres initial, toutes les optimisations convergent vers un même minimum global correspondant au jeu de paramètres à partir duquel la solution "expérimentale" (K=800 MPa et n=0.66) a été construite. Ces résultats permettent de valider la méthode de recalage de modèle éléments finis développée dans ce travail et montrent l'importance du nombre d'images à considérer dans la boucle d'optimisation afin de garantir la robustesse de la méthode. Celle-ci va maintenant être appliquée sur des résultats expérimentaux provenant d'un essai de traction réalisé sur une éprouvette de type Meuwissen. L'influence du jeu de paramètres initial et du nombre d'images à considérer lors de l'optimisation sera à nouveau étudiée.

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	0.441×10^{-2}	K=799 MPa n=0.660	0.409×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	8.188×10^{-2}	K=798 MPa n=0.661	0.408×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	2.783×10^{-2}	K=801 MPa n=0.660	0.409×10^{-2}

Tableau 5.2 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen simulée (procédure réalisée à partir de 10 images)

5.2.2 Identification à partir des résultats expérimentaux provenant de l'éprouvette de type Meuwissen

Un essai de traction sur l'éprouvette de type Meuwissen est réalisé sur la machine d'essais électromécanique INSTRON précédemment présentée. La stéréo-corrélation a été utilisée afin d'obtenir un certain nombre de champs de déplacements entre l'état initial et la rupture de l'éprouvette. La géométrie développée par Meuwissen présente bien un champ de déformations hétérogènes comme l'illustre la figure 5.10.

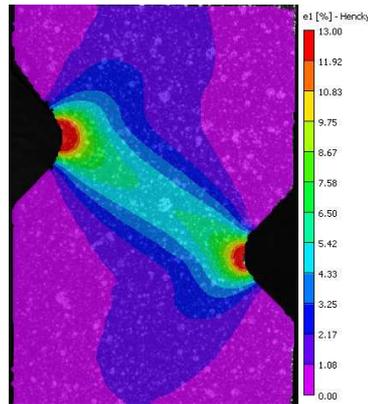


Figure 5.10 – Cartographie des déformations principales maximales mesurées par Vic-3D[®] pour l'éprouvette Meuwissen

Désormais, la procédure permettant de calculer pour chaque nœud du maillage EF un vecteur déplacement expérimental est utilisé. Les conditions limites imposées sur les bords supérieurs et inférieurs de l'éprouvette (cf. figure 5.11 (a)) sont directement les déplacements mesurés expérimentalement par Vic-3D[®]. Cela permet de prendre en compte le déplacement de solide rigide comme démontré précédemment.

Concernant le choix des images, il est important de noter que l'utilisation d'images prises après striction n'est pas pertinente pour calculer la fonction coût. En effet, le modèle de comportement ne prend pas en compte ce phénomène et il est donc primordial d'utiliser des données expérimentales obtenues avant l'apparition de la striction.

La figure 5.11 présente les champs de déplacements selon l'axe de traction (simulé (a) et expérimental (b)) obtenus à partir d'ABAQUS (taille moyenne des éléments finis 1 mm²) et Vic-3D[®].

Ces cartographies proviennent d'une image que l'on nommera **image finale, obtenue avant l'apparition de la striction**. Les champs de déplacements simulé et expérimental présentés sur la figure 5.11 sont relativement similaires ce qui permet de valider la procédure permettant d'imposer les déplacements expérimentaux comme conditions limites pour la simulation numérique. A chaque champ de déplacements est associé un champ de déformations. Chaque image couvre donc un certain niveau de déformations. La figure 5.12 présente pour chaque image obtenue par corrélation d'images, son niveau de déformations maximales par rapport à la courbe contrainte-déformation obtenue à partir d'un essai de traction standard dans la direction 90° présentés dans le chapitre 4.

L'influence du jeu de paramètres initial sur l'identification est également étudiée. Le tableau 5.3 présente les résultats d'optimisation obtenus en partant de trois jeux de paramètres initiaux différents (P_0 , P_1 et P_2) et en utilisant l'image finale dans le calcul de la fonction objectif.

Les résultats montrent que les trois jeux de paramètres ne convergent pas vers un minimum global, comme dans le cas de l'éprouvette de type Meuwissen simulée présentée précédemment. L'optimisation à partir de données provenant d'une seule image est donc fortement sensible au jeu de paramètres initial utilisé. La partie suivante discute du choix du nombre d'images à considérer

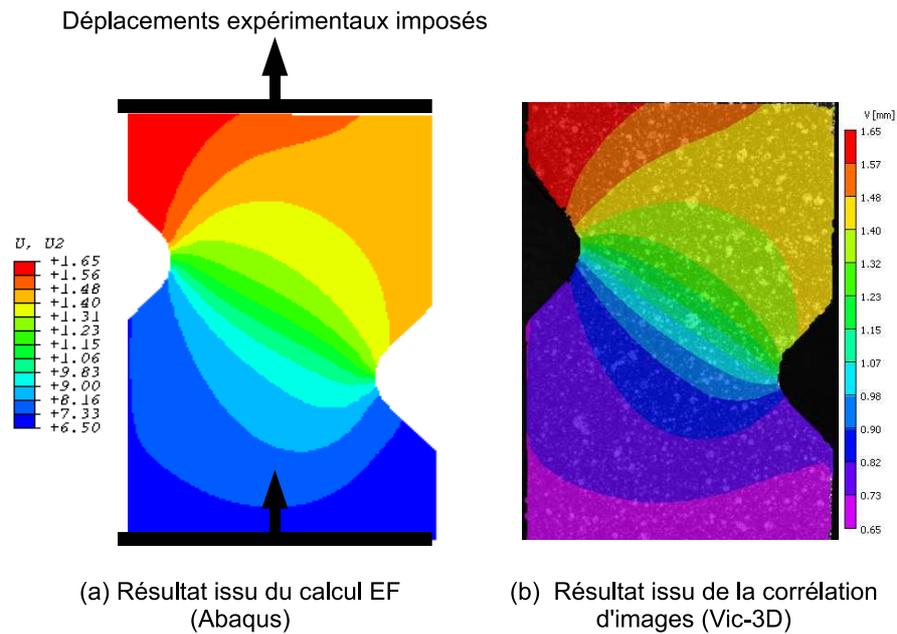


Figure 5.11 – Cartographie des champs de déplacements selon l'axe de traction simulée (a) et expérimentale (b) pour l'éprouvette Meuwissen

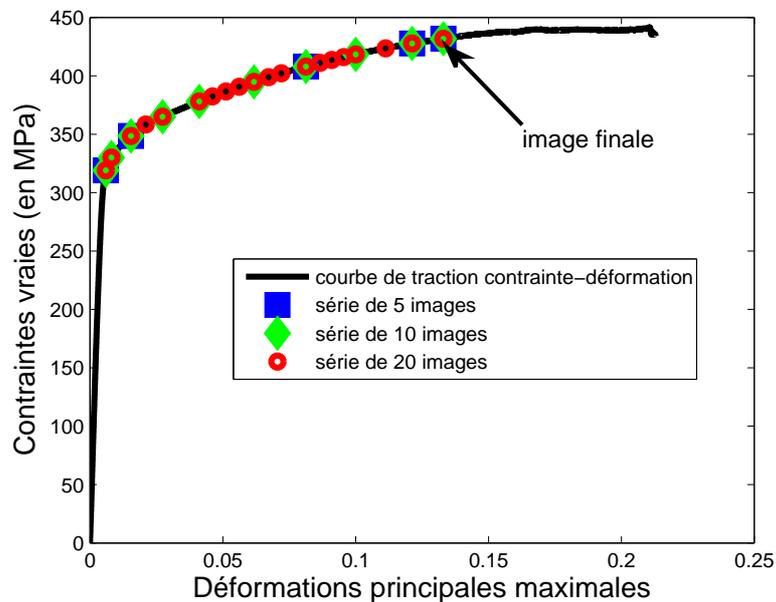


Figure 5.12 – Niveau de déformations maximales atteintes pour chaque image dans le cas de l'éprouvette Meuwissen, superposé à la courbe de traction simple

dans le calcul de la fonction objectif.

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	8.021×10^{-2}	K=982 MPa n=0.509	1.171×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	41.63×10^{-2}	K=608 MPa n=0.713	0.789×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	119.481×10^{-2}	K=5610 MPa n=1.372	4.834×10^{-2}

Tableau 5.3 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen : utilisation de l'image finale uniquement

5.2.2.1 Sensibilité relative au nombre d'images

Plusieurs optimisations ont été réalisées en modifiant uniquement le nombre d'images utilisées. Trois séries sont donc considérées : 5, 10 ou 20 images. Les niveaux de déformations maximales des images utilisées dans ces séries sont présentés sur la figure 5.12.

Le tableau 5.4 compare les jeux de paramètres optimisés obtenus en partant de P₀ (K=800 MPa et n=0.66) pour différents choix du nombre d'images à utiliser.

	Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût
image finale	K=982 MPa n=0.509	1.171×10^{-2}
5 images	K=949 MPa n=0.492	1.379×10^{-2}
10 images	K=1016 MPa n=0.510	1.212×10^{-2}
20 images	K=967 MPa n=0.495	1.515×10^{-2}

Tableau 5.4 – Influence du nombre des images sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen : jeu initial P₀ (K=800 MPa et n=0.66)

D'après les résultats du tableau 5.4, modifier le nombre d'images modifie un peu le jeu de paramètres optimisé. Cependant, le jeu de paramètres obtenu dans les quatre cas semble converger vers une valeur que l'on peut estimer par la moyenne des quatre optimisations précédentes : K=965.4 MPa (écart-type de 38.25 MPa) et n=0.494 (écart-type de 0.011). Cette analyse ne tient évidemment pas compte de l'influence du jeu de paramètres initial sur la convergence des résultats, abordé dans la partie suivante.

5.2.2.2 Sensibilité relative au choix des paramètres initiaux pour une séquence de dix images

L'optimisation est maintenant basée sur les résultats extraits d'une série de 10 images obtenues avant striction. Le tableau 5.5 montre qu'une optimisation à partir de 10 images dans le cadre de l'éprouvette de type Meuwissen n'est pas perturbée par le choix du jeu de paramètres initial.

La figure 5.13 présente la carte de sensibilité des paramètres K et n pour l'éprouvette Meuwissen pour une optimisation à partir de 10 images ($\phi(K, n)$ en fonction de K et n). Dans les trois cas, l'optimisation converge vers un même jeu de paramètres : K=1016 MPa et n=0.51. Tout comme la carte de sensibilité de l'éprouvette Meuwissen simulée, il n'existe pas cependant

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	5.951×10^{-2}	K=1016 MPa n=0.510	1.212×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	5.951×10^{-2}	K=1016 MPa n=0.510	1.212×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	8.327×10^{-2}	K=1017 MPa n=0.510	1.212×10^{-2}

Tableau 5.5 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen pour 10 images

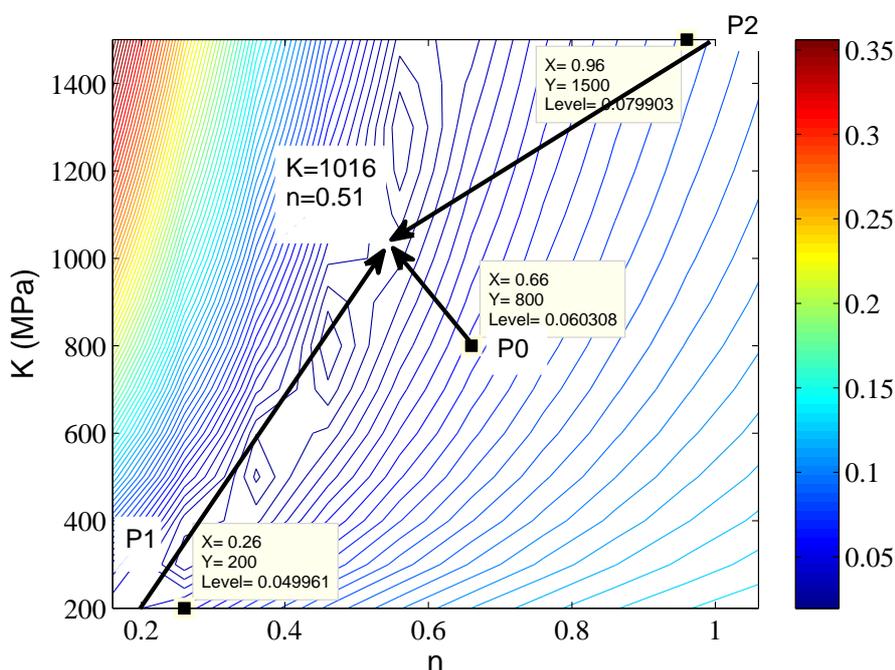


Figure 5.13 – Carte de sensibilité de l'éprouvette Meuwissen pour une optimisation à partir de dix images $\phi(K, n)$ en fonction de K et n

de point de convergence mais plutôt une "vallée" constituée de plusieurs minima locaux. Néanmoins, l'optimisation à partir de plusieurs images favorise la convergence des solutions vers un minimum global situé dans cette "vallée".

La figure 5.14 montre la répartition des déformations principales maximales calculées par ABAQUS sur l'éprouvette de type Meuwissen pour l'image finale.

L'histogramme représente le nombre d'éléments par classe de niveau de déformations. On observe que la plupart des éléments présentent de petites déformations. L'augmentation du nombre d'images favorise une densification des données dans la zone des petites déformations (zone de transition élasto-plastique, déformations inférieures à 2%) au détriment des grandes déformations. Le jeu de paramètres optimisé n'est donc peut être valable que dans le cas des petites déformations. L'objectif serait donc d'augmenter l'importance du ratio petites/grandes déformations en faveur des grandes déformations de façon à avoir une équi-répartition des niveaux de déformations sur l'image.

Pour cela, un choix judicieux de la zone utile de l'éprouvette permettrait de limiter l'importance des petites déformations sur le calcul de la fonction coût. En effet des zones de grandes

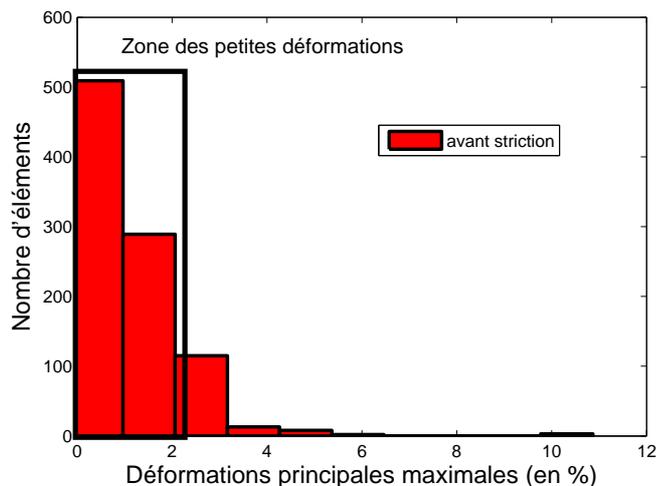


Figure 5.14 – Histogramme de répartition des niveaux de déformations principales maximales extraites de l'image finale

déformations apparaissent au niveau des entailles, qui demeurent localisées alors que les zones de petites déformations constituent la majorité du champ mesuré. Evidemment, la mesure de la déformation au niveau des entailles est délicate. De plus, la géométrie définie par Meuwissen favorise le cisaillement ainsi que la localisation de la striction au niveau des entailles.

Pour cette raison, la géométrie proposée par Haddadi et al. [HAD 05], permettant d'obtenir des champs de déformations hétérogènes lors d'un essai de traction mais sans concentration de déformations, a été étudiée.

5.3 Influence de la géométrie d'éprouvette

5.3.1 L'éprouvette de type Haddadi

Cette géométrie d'éprouvette induit également des champs de déformations hétérogènes lorsqu'elle est sollicitée en traction. Haddadi [HAD 05] a proposé cette géométrie d'éprouvette pour des aciers afin d'identifier les paramètres de la loi de Swift [HAD 05] et les paramètres du critère de Hill 48 [HAD 07], à partir de champs de déformation mesurés par corrélation d'images. Il a travaillé sur trois types d'éprouvettes dont les quarts de géométrie sont illustrés sur la figure 5.15. L'éprouvette CTT (Classical Tensile Test) correspond à une géométrie d'éprouvette pour un essai de traction standard, l'éprouvette PTT (Plane Tensile Test) génère un champ de déformations planes tandis que l'éprouvette HTT (Heterogeneous Tensile Test) génère un champ de déformations hétérogènes. C'est cette dernière que nous avons utilisée.

La géométrie de l'éprouvette HTT est présentée sur la figure 5.16. Sa forme ne favorise pas l'apparition de la striction qui apparaît très tard juste avant la rupture contrairement à l'éprouvette de type Meuwissen où la striction apparaissait plus tôt au niveau des entailles.

La figure 5.17 confirme l'hétérogénéité du champ de déformations généré par l'éprouvette de type Haddadi lors d'un essai de traction. Ce niveau de déformation est atteint pour une image prise avant l'apparition de la striction. Comme dans le cas de l'éprouvette de type Meuwissen, cette image sera appelée l'image finale.

Les déformations maximales obtenues pour l'image finale de l'éprouvette de type Haddadi sont supérieures à celles obtenues dans le cas de l'éprouvette de type Meuwissen et le champ de déformations est plus hétérogène et illustre une concentration des déformations moins importante, comme le montre les histogrammes de la répartition des déformations dans le cas des deux géométries d'éprouvettes, figure 5.18.

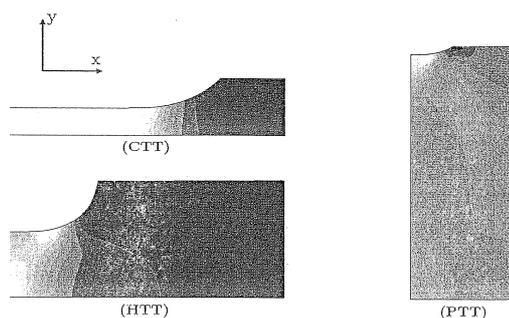


Figure 5.15 – Géométries d'éprouvettes définies par Haddadi [HAD 05]

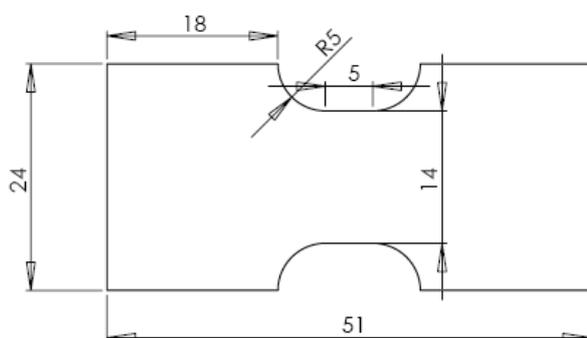


Figure 5.16 – Géométrie de l'éprouvette Haddadi

Contrairement à l'éprouvette Meuwissen dont la quasi-totalité des déformations se trouve dans la zone de petites déformations avec quelques zones à forte déformation (cf. figure 5.14), la répartition de l'hétérogénéité des déformations est ici plus continue et les déformations maximales atteintes sont plus importantes (13% vs. 16%). Afin d'améliorer encore la répartition des niveaux de déformations, seule la zone centrale de l'éprouvette illustrée sur la figure 5.19 (a) a été sélectionnée pour évaluer la fonction coût. La figure 5.19 qui présente les champs de déplacements selon l'axe de traction simulé (a) et expérimental (b) obtenus à partir d'ABAQUS et Vic-3D[®] montre des champs très similaires. Les conditions limites en déplacements imposées sont donc validées.

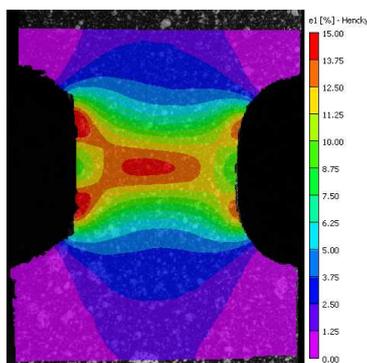


Figure 5.17 – Cartographie des déformations principales maximales mesurées par Vic-3D[®] pour l'éprouvette Haddadi

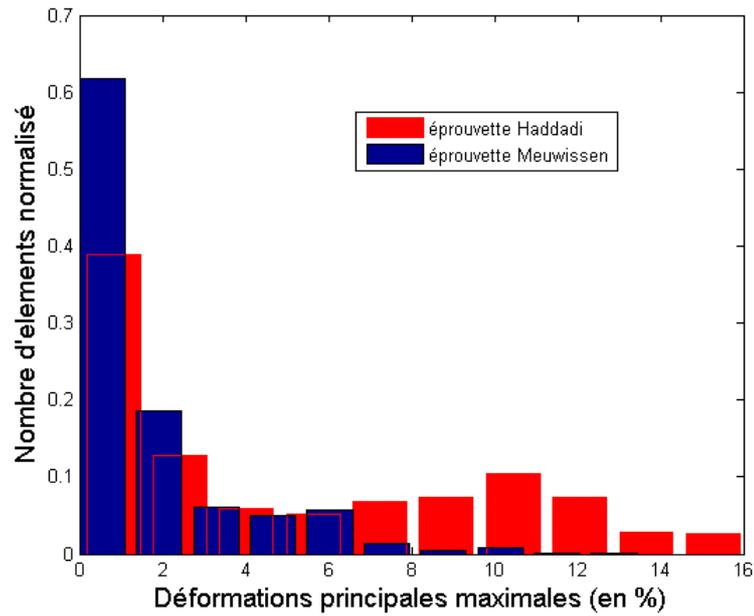


Figure 5.18 – Histogramme de répartition des niveaux de déformations extraites de l'image avant striction pour les éprouvettes Meuwissen et Haddadi

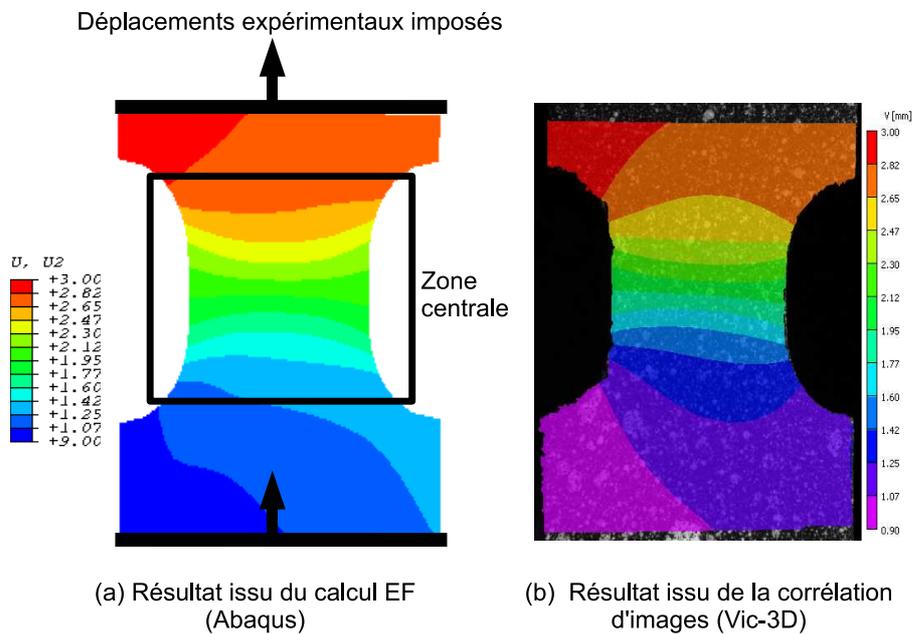


Figure 5.19 – Cartographie des champs de déplacements selon l'axe de traction simulée (a) et expérimentale (b) pour l'éprouvette Haddadi (image finale)

L'optimisation est réalisée à partir de dix images enregistrées au cours de l'essai de traction et traitées par Vic-3D[®]. Ces dix images couvrent le début de la plasticité jusqu'à l'image finale et leurs niveaux de déformations maximales sont répertoriés sur la figure 5.20.

La procédure FEMU est appliquée pour plusieurs jeux de paramètres initiaux et les résultats

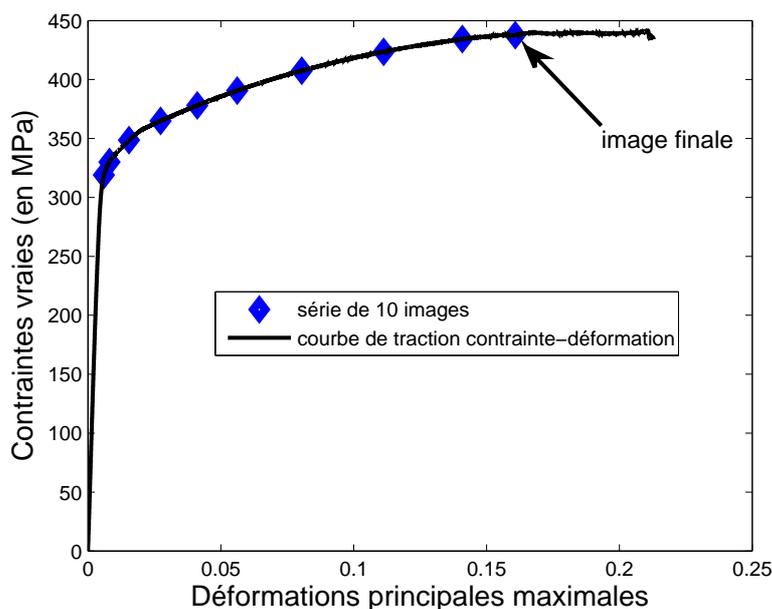


Figure 5.20 – Niveaux de déformations maximales atteintes pour chaque image dans le cas de l'éprouvette de type Haddadi

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	18.591×10^{-2}	K=633 MPa n=0.368	3.084×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	12.266×10^{-2}	K=636 MPa n=0.370	3.084×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	14.423×10^{-2}	K=634 MPa n=0.369	3.084×10^{-2}

Tableau 5.6 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Haddadi sur 10 images

sont présentés dans le tableau 5.6. Ces résultats montrent que l'identification considérant 10 images n'est pas influencée par le jeu de paramètre initial.

Il est maintenant intéressant de comparer les valeurs des paramètres identifiées dans les différents cas. Le tableau 5.7 compare le jeu de paramètres identifiés à partir de différentes géométries d'éprouvette (Meuwissen, Haddadi et essai de traction standard) pour une limite d'élasticité égale à la limite élastique à 0.2% de déformation plastique ($R_{p0.2}=325$ MPa).

Type d'éprouvette	K en MPa	n
Meuwissen	1016	0.51
Haddadi	635	0.369
Traction standard	593	0.57

Tableau 5.7 – Influence du jeu de paramètres optimisé en fonction de la géométrie d'éprouvette

Le choix de la valeur de la limite élastique pour l'identification a principalement une influence sur le paramètre K qui permet de représenter la zone élasto-plastique. Le jeu de paramètre identi-

fié à partir de l'éprouvette de type Haddadi ($K=635$ MPa) est donc plus proche de celui identifié à partir des essais de tractions sur éprouvette standard ($K=593$ MPa) que de celui identifié à partir de l'éprouvette de type Meuwissen ($K=1016$ MPa). De plus, l'éprouvette Haddadi générant des niveaux de déformations plus importants, les coefficients identifiés tiennent compte de la zone de transition élasto-plastique et des grandes déformations. L'hétérogénéité et l'équi-répartition des déformations semblent améliorer la robustesse de la procédure d'identification. Cependant, les éprouvettes de type Meuwissen et Haddadi génèrent des déformations uniquement dans le domaine de la traction comme le montre la figure 5.21 qui positionne dans le plan $(\varepsilon_1, \varepsilon_2)$ les valeurs des déformations des nœuds des maillages expérimentaux des deux types d'éprouvettes.

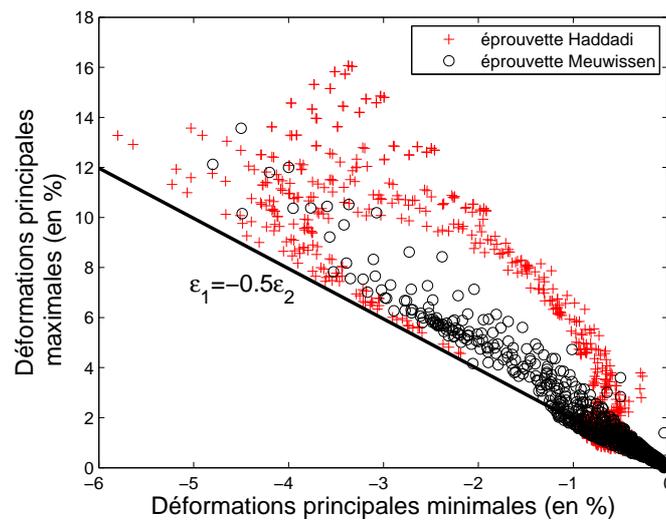


Figure 5.21 – Comparaison de la répartition des déformations générées lors d'essais de traction à partir des éprouvettes Meuwissen et Haddadi

Il semble donc intéressant de travailler sur une géométrie d'éprouvette présentant une plus grande diversité de chemins de déformations comme par exemple l'essai de traction bi-axial sur une éprouvette cruciforme.

5.3.2 L'éprouvette de type cruciforme

L'objectif de cette géométrie d'éprouvette est d'obtenir un champ de déformations le plus hétérogène possible avec une grande diversité des chemins de déformations afin d'étudier l'influence du champ de déformation sur la convergence vers un minimum global. Pour générer un champ de déformation hétérogène ayant des zones dans le domaine de la bi-expansion (ε_1 et ε_2 positives) un essai de traction bi-axiale sur une éprouvette cruciforme peut être réalisé. N'ayant pas eu la possibilité de réaliser cet essai, nous avons procédé comme pour la validation de la méthode FEMU, en générant un essai expérimental à partir d'une simulation. Le couple de paramètres solution reste le jeu de paramètres P_0 ($K=800$ MPa, $n=0.66$). Une optimisation est donc réalisée à partir d'un "essai virtuel" de traction biaxiale fournissant les données expérimentales. La simulation ne tient pas compte de l'apparition de la striction ni de l'endommagement de la matière qui se produirait lors d'un essai réel. Cela explique en grande partie le large spectre de déformation obtenu grâce à cet "essai virtuel" illustré par la figure 5.22.

La géométrie de l'éprouvette s'inspire des travaux de Lecompte [LEC 07] qui a travaillé sur deux géométries d'éprouvettes cruciformes trouées sollicitées en traction bi-axiale. L'utilisation d'une éprouvette trouée favorise la localisation de la déformation plastique dans la partie centrale de l'éprouvette où se situent les déformations et les contraintes de bi-expansion, contrairement

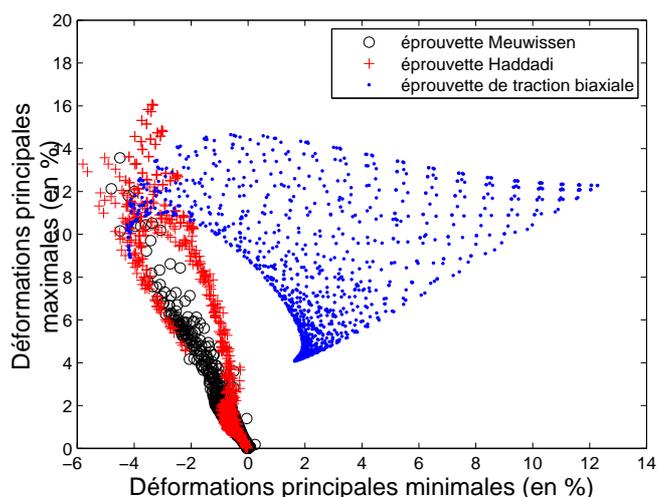


Figure 5.22 – Comparaison de la répartition des déformations générées lors d'essais de traction à partir des éprouvettes Meuwissen, Haddadi et cruciforme

aux branches de la croix qui sont soumis à de la traction pure. La première géométrie lui a permis d'identifier le comportement élastique d'un matériau composite renforcé de fibres de verre (modules d'élasticité et de cisaillement et coefficient de poisson). Pour la seconde géométrie, l'éprouvette en acier est utilisée pour l'identification d'un modèle de comportement plastique, la taille du trou de l'éprouvette est dimensionnée de façon à ce que la section de l'éprouvette soit constante. Cela permet ainsi d'éviter la localisation des contraintes et l'apparition de la striction et de la rupture dans une zone privilégiée. C'est dans cette optique que nous avons dimensionné notre éprouvette cruciforme dont la géométrie est représentée figure 5.23.

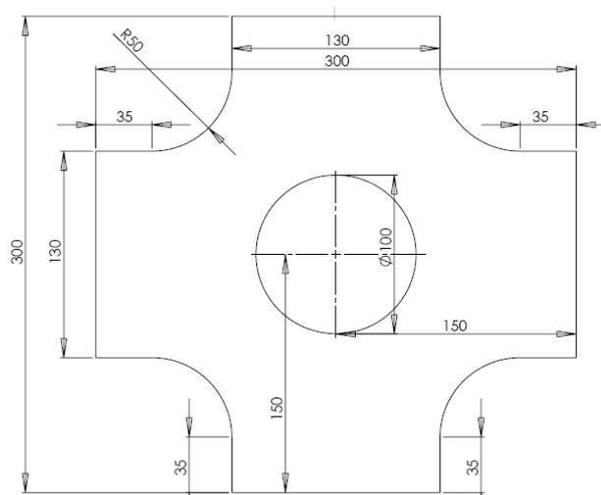


Figure 5.23 – Géométrie de l'éprouvette sollicitée en traction biaxiale

La simulation numérique de l'essai de traction bi-axiale est réalisée par symétrie sur un quart de l'éprouvette comme l'illustre la figure 5.24 présentant les champs de déformations principales maximales (a) et minimales (b).

La procédure d'identification inverse a donc été appliquée à cette géométrie. Le chargement imposé pour cet essai permet d'obtenir des niveaux de déformations pour la "dernière image"

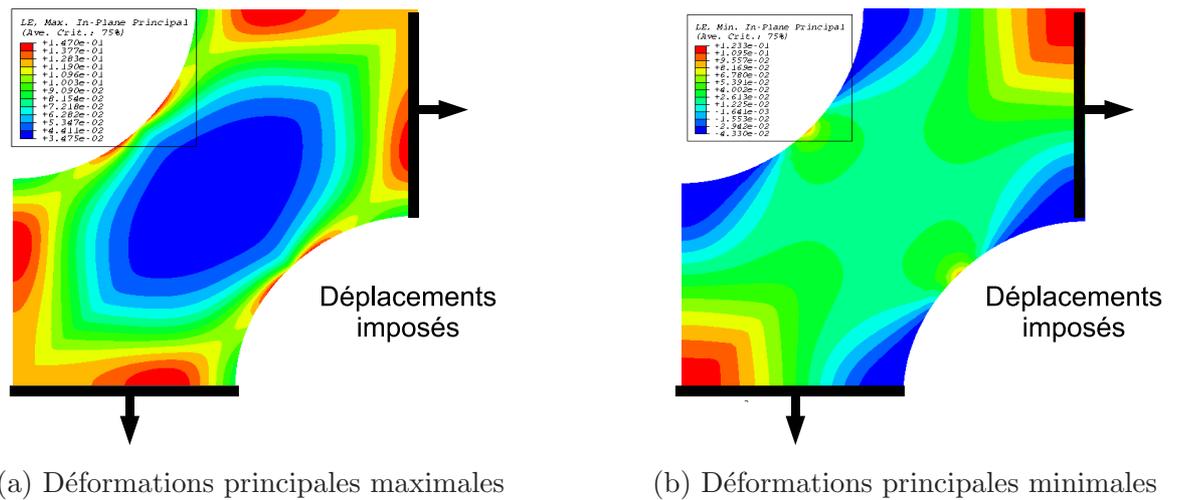


Figure 5.24 – Champs de déformations principales simulés sous ABAQUS pour l'éprouvette cruciforme de traction biaxiale

proches des niveaux obtenus pour l'essai de traction virtuel réalisé à partir de l'éprouvette de type Meuwissen comme le montre la figure 5.22. L'influence du jeu de paramètres initial sur la solution finale est étudiée et les résultats sont présentés dans le tableau 5.8.

	Initial		Optimisé	
	Paramètres	Valeur de la fonction coût	Paramètres	Valeur de la fonction coût
P ₀	K=800 MPa n=0.660	3.227×10^{-2}	K=800 MPa n=0.660	3.227×10^{-2}
P ₁	K=200 MPa n=0.200	10.143×10^{-2}	K=801 MPa n=0.660	3.226×10^{-2}
P ₂	K=1500 MPa n=1.000	8.235×10^{-2}	K=802 MPa n=0.660	3.227×10^{-2}

Tableau 5.8 – Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette de biexpansion simulée

Contrairement au cas de l'éprouvette Meuwissen utilisant une solution expérimentale calculée, les résultats des optimisations fournissent toujours le même couple K=800 MPa et n=0.66 bien que seul un champ de déplacements soit considéré (l'image finale cf. figure 5.24). L'augmentation de la diversité des chemins de déformations semble donc favoriser la convergence vers une solution unique. La carte de sensibilité de l'éprouvette cruciforme ($\phi(K, n)$ en fonction de K et n) est présentée sur la figure 5.25. Contrairement à la "vallée" et à ses multiples minima locaux rencontrés dans le cas de l'éprouvette de type Meuwissen (cf. figure 5.9), cette carte de sensibilité montre la présence d'un puit autour du minimum global (ici autour du jeu de paramètre : K=800 MPa, n=0.66). Ces résultats montrent que des déformations plus hétérogènes et une plus grande diversité de chemins de déformations favorisent la convergence vers un minimum global.

N'ayant pu réaliser un tel essai dans le cadre de notre étude, cette analyse ne sera pas approfondie davantage. La géométrie développée par Haddadi sera donc utilisée dans la suite de l'étude.

L'objectif de la première partie de ce chapitre était dans un premier temps de valider la méthode de recalage de modèle éléments finis utilisée (fonction coût sur les déplacements, conditions limites en déplacements, ...) puis d'étudier l'influence du champ de déplacement, du nombre d'images et du jeu de paramètres initial sur la solution finale identifiée. L'enjeu maintenant est

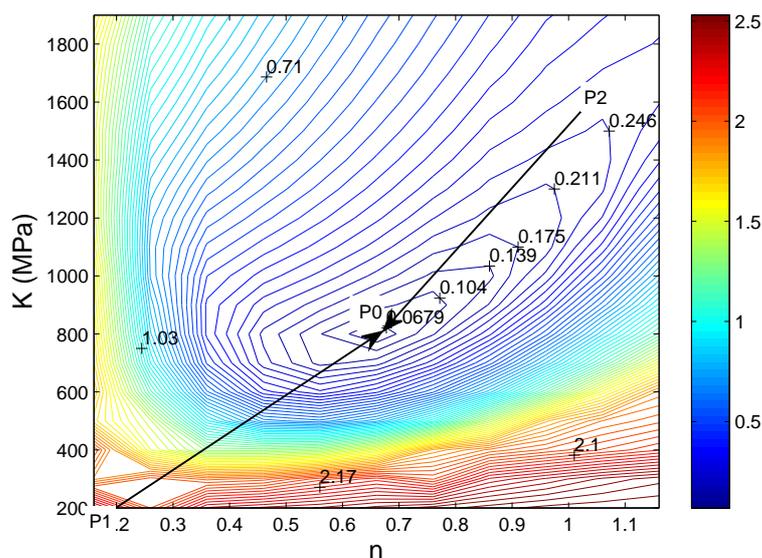


Figure 5.25 – Carte de sensibilité de l'éprouvette de biexpansion ($\phi(P)$ vs. (K, n))

d'utiliser cette procédure afin d'identifier des paramètres de modèles de comportement.

5.4 Mise en œuvre de la méthode FEMU pour l'identification des paramètres d'un modèle de comportement

Dans cette section, la procédure FEMU utilisera désormais dix images extraites de l'essai de traction réalisé sur l'éprouvette de type Haddadi. La zone étudiée est présentée sur la figure 5.19. Dans un premier temps, l'identification de l'ensemble des 3 paramètres de la loi d'érouissage (R_0 , K et n) sera réalisée pour des paramètres du critère de Hill48 fixes et identifiés dans le chapitre 4. Dans un second temps, l'identification portera sur les paramètres du critère de Hill48 (F , G , H , L , M et N) pour des valeurs des paramètres de la loi d'érouissage fixes et identifiés dans le chapitre 4 à partir d'essais de traction standard.

On peut rappeler ici que Haddadi [HAD 07] et Lecompte [LEC 07] ont réalisé une identification complète et simultanée des paramètres de loi d'érouissage (Swift dans les deux cas) et des paramètres de critère de plasticité (Hill48 dans les deux cas). Les hypothèses posées, $G+H=1$ et $N=L=M$, réduisent le nombre de paramètres à identifier au nombre de 6 : R_0 , K , n , F , G et N . Dans les deux études, l'identification des paramètres du critère de plasticité est réalisée dans un premier temps à partir des coefficients d'anisotropie sans prendre en compte les limites élastiques. Dans les deux cas, la fonction coût est calculée à partir des déformations comme le montre les équations (5.2) et (5.3), mais Haddadi y associe une fonction coût en déplacement. Lecompte a travaillé sur un acier DC06 d'épaisseur 0.8 mm. L'algorithme d'optimisation utilisé est de type Gauss-Newton et permet d'imposer des contraintes aux paramètres à identifier. Même si Lecompte et Haddadi identifient simultanément les paramètres d'un modèle de comportement (loi d'érouissage de Swift et critère de plasticité de Hill), un découplage de l'identification des paramètres est réalisé dans cette étude. En effet, le rôle des critères de plasticité est de définir la transition entre le domaine élastique et plastique, tandis que les lois d'érouissage définissent l'évolution de la plasticité des matériaux. Ces deux mécanismes sont différents [LEM 85], c'est pourquoi il nous semble plus pertinent de découpler leur identification.

5.4.1 Identification des paramètres de la loi d'érouissage isotrope de Ludwig

Jusqu'à maintenant, toutes les optimisations portaient sur deux paramètres de la loi d'érouissage de Ludwig, K et n , afin de pouvoir représenter graphiquement l'évolution de la fonction objectif. La valeur de R_0 était fixée égale à $R_{p0.2}$. Une optimisation sur les trois paramètres de la loi de Ludwig, incluant R_0 est réalisée. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.9 où sont comparés les valeurs finales de K , n , et $\phi(P)$ pour des optimisations avec la valeur de R_0 fixe et libre.

R_0 (MPa)	K (MPa)	n	$\phi(P)$
fixe=325	635	0.369	3.084×10^{-2}
226	606	0.227	2.801×10^{-2}

Tableau 5.9 – Comparaison des valeurs des paramètres optimisés pour une valeur de R_0 fixe et libre

Il s'avère que valeur de R_0 optimisée (226 MPa) correspond plus à une limite d'élasticité vraie qu'à la limite élastique obtenue pour une déformation plastique de 0.2 % de l'alliage 2024-T3. La valeur de la fonction coût est aussi légèrement plus faible dans le cas de l'optimisation sur 3 paramètres. Ces résultats semblent corroborer le choix de l'utilisation de la limite élastique lors de l'identification de paramètres de loi d'érouissage au détriment de la limite élastique à 0.2 % de déformation plastique. La section suivante s'intéresse maintenant à l'identification des paramètres du critère de plasticité de Hill48 à partir de la méthode FEMU.

5.4.2 Identification des paramètres du critère de plasticité

Jusqu'à présent la loi d'érouissage de Ludwig a été utilisée car elle ne possède que 3 paramètres à identifier. Cependant, comme nous l'avons montré au chapitre 4, cette loi ne représente pas au mieux l'évolution de la plasticité de l'alliage 2024-T3. Or pour identifier les paramètres du critère de plasticité de Hill48, il est nécessaire de bien représenter l'érouissage du matériau. C'est dans cette optique que la loi d'érouissage possédant plusieurs termes exponentiels, présentée dans le chapitre 4, est utilisée. Son équation est rappelée ici :

$$R(p) = R_0 \left[1 + K_1 \left(1 - e^{-k_1 p} \right) + K_2 \left(1 - e^{-k_2 p} \right) \right]$$

avec $K_1=1.721$, $k_1=1204$, $K_2=2.363$ et $k_2=12.56$, valeurs identifiées dans le chapitre 4 sur des essais de traction conventionnels.

L'identification classique du critère de Hill48 présentée dans le chapitre 4 a montré qu'il existe deux méthodes d'identification conventionnelles de ce critère : soit à partir des limites d'élasticité, soit à partir des coefficients d'anisotropie. Nous avons vu dans la section 5.2.1 que le jeu de paramètres du critère de Hill48 utilisé jusqu'à présent dans ce chapitre était celui identifié à partir des limites d'élasticité dans les trois directions caractéristiques (0° , 45° et 90°) et r_{45} . La méthode de recalage de modèle éléments finis est maintenant appliquée à l'identification des paramètres du critère de Hill 48.

L'identification des paramètres du critère de plasticité porte donc sur les paramètres F , G , H et N . L'hypothèse imposant $N=L=M$ est maintenue. Par contre la contrainte $G+H=1$ n'a pas été considérée lors de l'optimisation. En effet, ne pas imposer cette contrainte permet également d'optimiser la valeur de la limite élastique dans la direction 0° car $\sigma(0) = \frac{R_0}{\sqrt{G+H}}$. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.10. Les paramètres initiaux de Hill48 choisis correspondent à un cas isotrope.

On observe que la valeur de la fonction objectif calculée pour le jeu optimisé est bien inférieure à celle calculée pour le jeu initial isotrope. Le tableau 5.11 récapitule les valeurs des paramètres du critère de Hill48 en fonction de la méthode utilisée.

Paramètres	Valeur de la fonction coût
Initial	
F=0.5 G=0.5 H=0.5 N=1.5	8.807×10^{-2}
Optimisé	
F=0.481 G=0.564 H=0.487 N=1.793	2.049×10^{-2}

Tableau 5.10 – *Jeu de paramètres du critère de plasticité de Hill48 identifié par la méthode FEMU*

	F	G	H	L, M, N
Identification classique à partir des coefficients d'anisotropie	0.431	0.577	0.423	1.417
Identification classique à partir des limites d'élasticité	0.728	0.528	0.472	1.769
Identification à partir de la méthode FEMU	0.481	0.564	0.467	1.793

Tableau 5.11 – *Identification des paramètres du critère de Hill48 par trois méthodes différentes*

La figure 5.26 présente les évolutions du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de la direction d'anisotropie (α) pour l'alliage 2024-T3. Les résultats comparent les évolutions obtenues pour ces trois méthodes d'identification des paramètres de Hill 48.

Une identification couplée des paramètres de la loi d'écrouissage "exponentielle" et des paramètres du critère de Hill48 (identification simultanée de 9 paramètres) a été réalisée mais les valeurs obtenues n'ont pas présentées de sens physique. Des algorithmes permettant de réaliser une optimisation sous contraintes seraient nécessaire pour améliorer le processus d'identification couplé de l'ensemble de ces paramètres.

La figure 5.27 représente les surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir des trois méthodes. Ces résultats montrent que la surface de charge construite à partir des paramètres identifiés à l'aide de la méthode FEMU est un compromis entre les deux autres surfaces de charges et que les résultats obtenus sont cohérents.

La réalisation d'un essai de traction sur une éprouvette de type Haddadi couplée à notre procédure FEMU permet bien d'identifier des paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hill48.

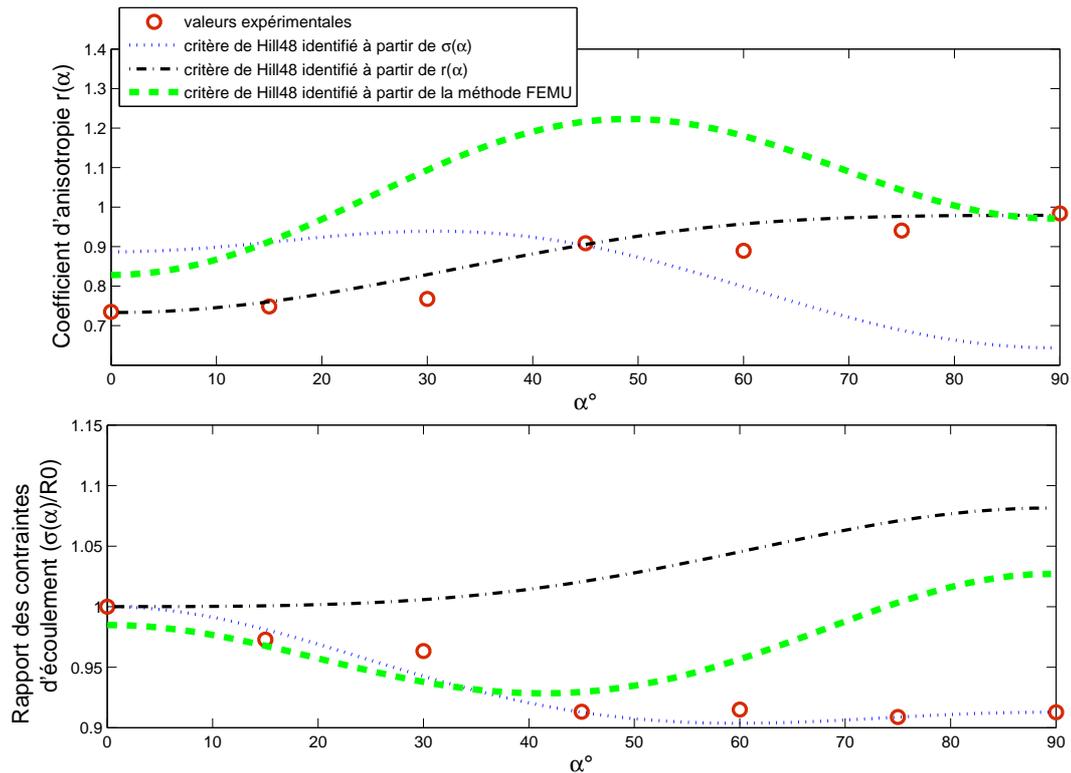


Figure 5.26 – Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3. Comparaison de trois méthodes d'identification

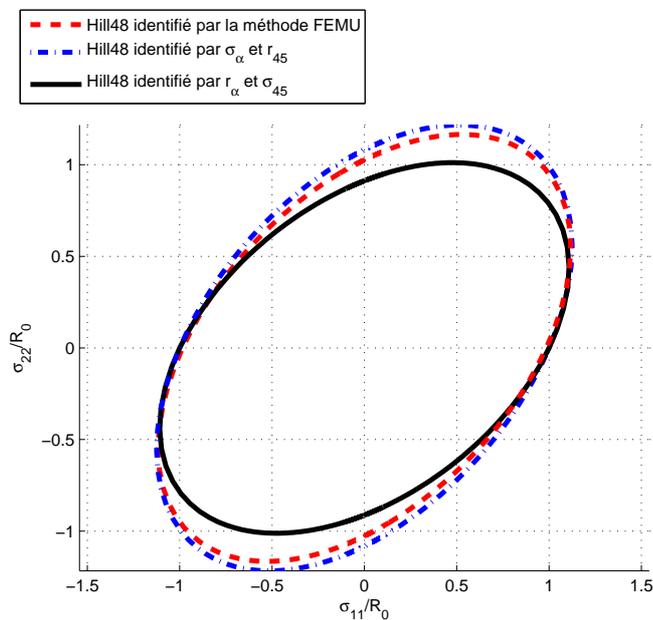


Figure 5.27 – Représentations des surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir de trois méthodes pour un cisailment nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0} = 0$)

5.5 Conclusions et perspectives

La méthode de recalage de modèle éléments finis est une des méthodes de détermination de paramètres de lois de comportement et de plasticité à partir de mesures de champs cinématiques

[AVR 08B].

Nous l'avons choisi pour sa validité dans le domaine plastique et sa facilité de mise en œuvre. Son principe consiste à minimiser une fonction objectif comparant des résultats expérimentaux avec des résultats issues de simulations éléments finis. Le but est d'optimiser le jeu de paramètres du modèle de comportement utilisé dans la simulation éléments finis. Les résultats expérimentaux proviennent d'essais de traction réalisés sur des géométries d'éprouvette générant des champs de déformations hétérogènes. Les résultats expérimentaux sont les efforts mesurés par le capteur de forces de la machine de traction et les champs de déplacements sur la surface de l'éprouvette mesurés par stéréo-corrélation d'images. Le choix et la densité des données expérimentales servant à la construction de la fonction objectif permettent d'améliorer la robustesse de la procédure d'identification.

Les géométries d'éprouvettes de type Meuwissen [MEU 98], Haddadi [HAD 05] et cruciforme [LEC 07] ont été étudiées. Leurs choix s'avèrent également important pour la réussite de la procédure. Il apparaît qu'une forme d'éprouvette générant une grande variété de trajets de déformations accompagnée de niveaux de déformations équi-répartis permet une meilleure identification du jeu de paramètres. De plus, le jeu de paramètres ainsi identifié est proche du jeu de paramètres identifié à l'aide d'une méthode plus classique.

Le découplage de l'identification de la loi d'érouissage et du critère de plasticité a semblé pertinent. En effet, l'érouissage qui modélise l'évolution de la surface de charge et le critère de plasticité qui correspond au seuil de plasticité sont deux phénomènes indépendants. L'identification découplée a permis de déterminer des valeurs de paramètres physiquement admissibles et proches des valeurs obtenues par des méthodes plus conventionnelles. Cependant, le critère de plasticité (Hill48) n'est pas le plus adapté à la modélisation du comportement des alliages d'aluminium car il ne représente pas correctement à la fois les évolutions des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie. Néanmoins, cela a permis de valider la procédure FEMU sur l'identification d'un petit nombre de paramètres (quatre). Par la suite il serait intéressant d'identifier des critères de plasticité plus adaptés à partir de cette méthode.

Néanmoins, la mise en place de la méthode FEMU est plus longue et complexe que l'utilisation d'essais de traction standard pour l'identification d'un modèle de comportement (Ludwig et Hill48) sur un matériau homogène. L'utilisation de ces méthodes de détermination de paramètres à partir de la mesure de champs semble particulièrement plus appropriée à l'étude du comportement de matériaux hétérogènes comme les composites par exemple [CRO 08].

Elles peuvent permettre d'observer des zones localisées sur une pièce afin d'étudier le comportement (plasticité, endommagement) spatialement dépendant du matériau et l'étude de champs de propriétés mécaniques.

A l'aide du pilote SPIF, il est possible d'obtenir des champs de déformations hétérogènes 3D. Ainsi la méthode pourrait être adaptée afin de considérer un champ hétérogène en surface d'emboutis 3D plus représentatif des déformations de tôles en formage incrémental.

Bibliographie

- [AVR 08B] S. Avril, M. Bonnet, A.S. Bretelle, M. Grédiac, F. Hild, P. Ienny, F. Latourte, D. Lemosses, S. Pagano, E. Pagnacco et F. Pierron "Overview of Identification Methods of Mechanical Parameters Based on Full-field Measurements" *Experimental Mechanics* 48,(2008) pp. 381-402.
- [GRE 89] M. Grédiac "Principe des travaux virtuels et identification" *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences*, vol. 2, n°309, (1989), pp. 1-5.
- [CLA 04] D. Claire, F. Hild, S. Roux "A finite element formulation to identify damage fields : the equilibrium gap method" *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, vol. 61, n°2,(2004) pp. 189-208.
- [CON 98] A. Constantinescu "On the identification of elastic moduli in plates" *Inverse Problems in Engineering Mechanics*, (1998), pp. 205-214.
- [BUI 04] H.D. Bui, A. Constantinescu et H. Maigre "Numerical identification of linear cracks in 2D elastodynamics using the instantaneous reciprocity gap" *Inverse Problems in Engineering Mechanics*, (2004), pp. 993-1001.
- [VAL 06] T. Vallet "Identification de lois de comportement multiaxiales à partir de mesures de champs cinématiques." *Rapport de stage de Master Recherche de l'Université Paul Sabatier TOULOUSE III*, 2006.
- [RAM 07] S. Ramde "Développement d'une méthodologie d'identification d'un modèle de comportement par analyse inverse utilisant les mesures de champs cinématiques." *Rapport de stage de Master Recherche de l'Ecole des Mines d'Albi* 2007.
- [MEU 98] M.H.H. Meuwissen, C.W.J. Oomens, F.P.T. Baaijens, R. Petterson et J.D. Janssen "Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method." *J. Mat. Proc. Tech.*75(1), (1998) pp.204-211.
- [HAD 05] H. Haddadi, S. Belhabib, M. Gaspérini et P. Vacher "Identification of the Parameters of Swift Law Using Strain Field Measurements." In *Proc. 8th European Mechanics of Materials Conference on Material and structural identification from full-field Measurements*,(2005) Cachan, France.
- [GIT 06] M. Giton, A.-S. Caro-Bretelle et P. Ienny "Hyperelastic Behaviour Identification by a Forward Problem Resolution : Application to a Tear Test of a Silicone-Rubber." *Journal Strain* 42,(2006) pp. 291-297.
- [VEL 07] V. Velay, L. Robert, F. Schmidt, S. Hmida et T. Vallet "Behaviour model identification based on inverse modeling and using Optical Full-field Measurements (OFFM)." *Proc. 10th ESAFORM conference*,(2007) Zaragoza, Spain.
- [LEC 07] D. Lecompte. "Elastic and elasto-plastic material parameter identification by inverse modeling of static tests using Digital Image Correlation". *Thèse de Doctorat de l'école polytechnique de Bruxelles* (2007).
- [HAD 07] H. Haddadi, S. Belhabib. "An attempt to identify Hill's Yield Criterion parameters using strain field measured by DIC Technique". *13th International Conference on Experimental Mechanics (ICEM)*. Alexandroupolis, Greece, 1-6 July, 2007.

-
- [COO 08] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme et D. Debruyne "Identification of Mechanical Material Behavior Through Inverse Modeling and DIC." *Experimental Mechanics* 48,(2008) pp. 421-433.
- [DEC 09] N. Decultot, L. Robert, V. Velay et S. Ramde "Identification of hardening parameters using finite element method and full-field measurements : some cases study" (2009) soumis au journal *Strain*.
- [COT 84] N. Cottin, H.P. Felgenhauer, H.G. Natke "On the parameter identification of elasto-mechanical systems using input and output residuals" *Ing-Arch*, 54, (1984) pp. 378-387.
- [COO 07] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme et D. Debruyne. "Elasto-plastic material parameter identification by inverse methods : Calculation of the sensitivity matrix." *International Journal of Solids and Structures* 44 (2007) pp. 4329-4341.
- [BRO 04] F. Bron "Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique" Thèse de Doctorat de l'école des Mines de Paris (2004).
- [LEM 85] J. Lemaître, J.L. Chaboche "Mécanique des matériaux solides". Dunod, Paris, 198.
- [CRO 08] L. Crouzeix "Identification de champs de propriétés mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs de déplacements" Thèse de Doctorat de l'Université Paul Sabatier, Toulouse (2008).

Chapitre 6

Modélisation et simulation d'une trajectoire simple en formage incrémental

L'analyse d'essais simples de formage incrémental réalisée au chapitre 3 a montré la complexité des sollicitations mécaniques subies par la tôle et l'influence des paramètres procédés sur les pièces réalisées. La simulation numérique peut-elle reproduire l'influence de tous ces paramètres procédés? Pour le vérifier, il est tout d'abord nécessaire d'utiliser un modèle de comportement qui reproduit le plus fidèlement possible le comportement du matériau et des conditions limites compatibles avec celles observées expérimentalement.

L'idée principale de ce chapitre est d'appréhender l'influence du jeu de paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hill48 identifiés dans le chapitre 4, sur les résultats issus de la simulation d'un essai simple représentatif d'une trajectoire en formage incrémental. En effet, de nombreux auteurs travaillant sur la simulation du procédé de formage incrémental n'utilisent généralement que le critère de plasticité de Mises (isotrope) et des lois d'érouissage isotropes de type Swift pour modéliser le comportement des tôles en formage incrémental [YAM 08], [VAN 07], [DEJ 07], [BAM 07] même si certains auteurs comme Olesik [OLE 07] utilisent le critère de plasticité anisotrope de Barlat89 [BAR 89]. Ces résultats de simulation seront ensuite comparés avec des résultats issus d'essais expérimentaux.

Un des paramètres procédé qui semble le plus important est la taille de l'incrément vertical du poinçon (Δz), en effet il conditionne en partie l'état de surface de la pièce finale et également la trajectoire du poinçon et par conséquent les temps de mise en forme. Plusieurs simulations vont donc être réalisées afin d'étudier l'influence de la trajectoire du poinçon sur les résultats issus de calculs éléments finis.

Dans un premier temps, des essais simples de formage incrémental sont réalisés pour les alliages d'aluminium 5086-H111 et 2024-T3 sur le pilote SPIF associé à la stéréocorrélation. La trajectoire décrite par le poinçon est présentée ainsi que les résultats expérimentaux obtenus. La modélisation de cet essai et notamment les conditions aux limites utilisées sont précisées.

Un état de l'art des études réalisées sur la modélisation et la simulation du procédé de formage incrémental ainsi qu'une discussion sur le choix de la méthode de résolution sont décrites. Les essais de formage incrémental seront ensuite simulés à l'aide du logiciel de calcul éléments finis ABAQUS, les résultats de simulation permettent d'étudier les influences du jeu de paramètres du critère de Hill48 et du nombre d'incrémentaux verticaux.

6.1 Analyse expérimentale d'un essai simple représentatif du formage incrémental

6.1.1 Présentation de l'essai de référence

Ces essais représentatifs de formage incrémental sont réalisés sur le pilote SPIF présenté dans le chapitre 2. La trajectoire correspond à l'essai A présentée dans le chapitre 3, elle est rappelée sur la figure 6.1. Le poinçon se déplace verticalement selon l'axe Z de 16 mm (point A), puis se déplace horizontalement selon l'axe X de 50 mm (point B) et enfin redescend verticalement jusqu'à ne plus être au contact de la tôle (point C). Cet essai est appelé "essai de référence" pour le reste de l'étude. Les observations présentées dans cette section correspondent à un essai réalisé sur l'alliage 5086-H111.

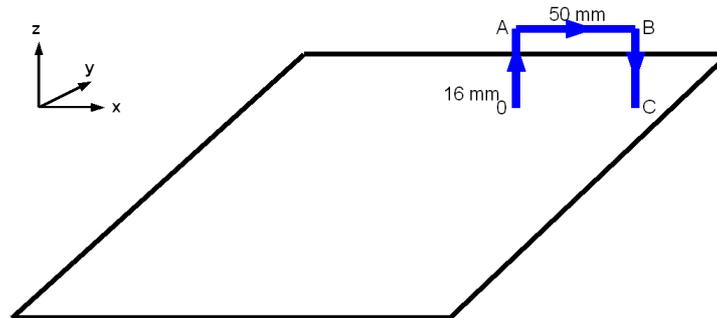


Figure 6.1 – Trajectoire du poinçon pour la réalisation de l'essai de référence

Un banc stéréoscopique est placé de façon à obtenir un champ de déplacements / déformations de toute la tôle. Tout d'abord, une analyse de l'état initial de la tôle montée dans le serre-flan est réalisée. La figure 6.2 présente la cartographie des déformations principales maximales obtenues après mise en place de la tôle et serrage des vis du serre-flan (couple de serrage de 25 N.m) et avant le début de la mise en forme. La taille de l'AOI est égale à la taille de la tôle hors serre-flan ($400 \times 400 \text{ mm}^2$). Cette cartographie présente une répartition hétérogène de déformations avant formage due aux sollicitations mécaniques rencontrées lors de la mise en place de la tôle dans les serre-flans. La déformation moyenne est de l'ordre de 3×10^{-4} et donc nettement supérieure à l'erreur de mesure systématique (10^{-5}) quantifiée dans le chapitre 2. L'état est donc un état moyen de traction, par contre, l'erreur aléatoire spatiale est de l'ordre de 10^{-4} (cf. chapitre 2), et donc l'hétérogénéité apparente est liée à la faible valeur des déformations moyennes de la tôle avant formage.

La figure 6.3 présente le champ de déplacement vertical (hors plan) de la tôle pour une position du poinçon correspondant au point B (cf. figure 6.1). Le déplacement reste localisé autour du poinçon.

En parallèle, un deuxième banc de stéréocorrélation est mis en place pour cet essai de référence. Sa zone d'observation est centrée sur la zone de la tôle déformée plastiquement par le poinçon. Elle est localisée sur la figure 6.4 qui représente les déformations principales maximales pour une position du poinçon au point B.

6.1.2 Présentation des résultats obtenus pour les alliages d'aluminium 5086-H111 et 2024-T3

6.1.2.1 Influence de l'alliage d'aluminium étudié

On s'intéresse d'abord aux efforts issus du capteur de forces tri-axes équipant le pilote SPIF. Les résultats montrant l'évolution des efforts dans les trois directions en fonction du temps obtenus pour les alliages 2024-T3 et 5086-H111 sont présentés sur la figure 6.5.

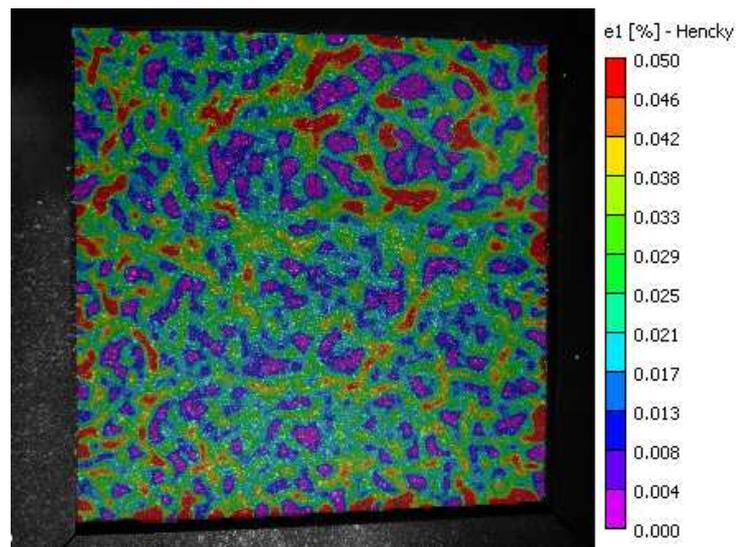


Figure 6.2 – Cartographie des déformations principales maximales sur la tôle mise en place du serre-flan

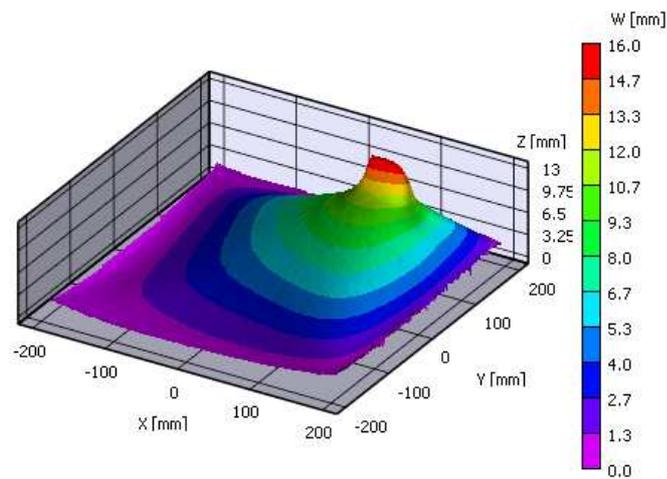


Figure 6.3 – Cartographie 3D des déplacements verticaux (point B)

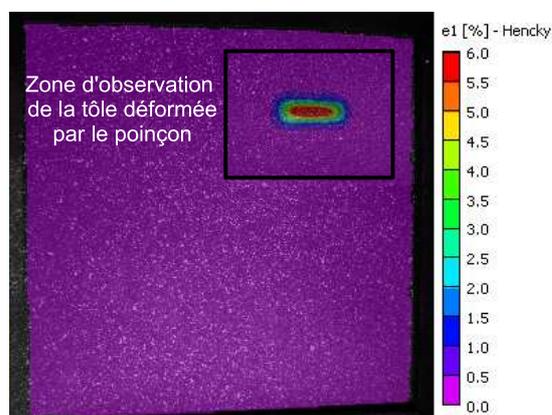


Figure 6.4 – Localisation de la zone déformée par le poinçon (point C, 2024-T3)

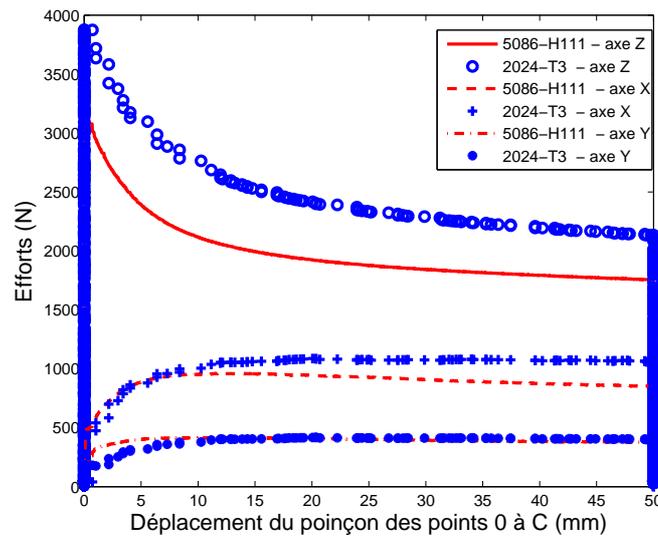


Figure 6.5 – Comparaison de l'évolution des efforts selon les axes Y, X et Z en fonction du déplacement du poinçon pour les alliages 5086-H111 et 2024-T3

Les efforts selon l'axe Y (F_y) sont du même ordre de grandeur dans les deux cas. Ces efforts sont générés par les effets de bord car l'essai n'est pas réalisé au milieu de la tôle. La figure 6.5 compare aussi respectivement les efforts horizontaux selon l'axe de déplacement du poinçon (axe X) et les efforts verticaux (axe Z). Dans les deux cas les efforts mis en jeu pour mettre en forme la tôle sont plus important d'environ 20% pour l'alliage 2024-T3 ce qui est normal car sa limite d'élasticité est plus élevée.

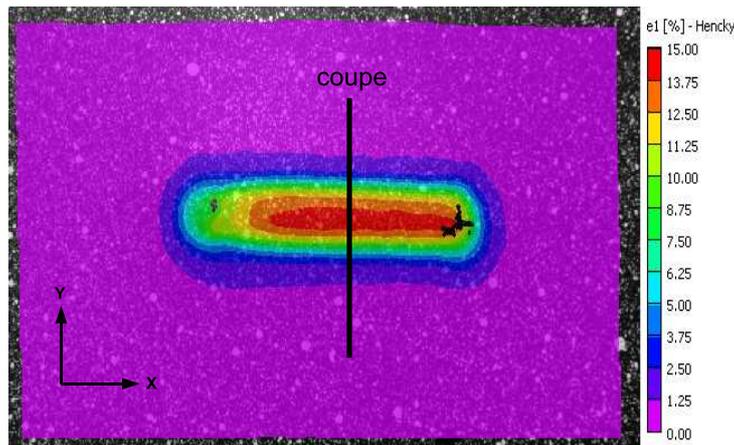


Figure 6.6 – Déformations principales maximales, AOI du deuxième banc stéréoscopique et localisation du profil étudié (point C, 5086-H111)

Concernant les mesures de champs obtenus par stéréocorrélation à partir du banc stéréoscopique, la figure 6.6 présente le champ des déformations principales maximales (ϵ_1). Les résultats sont obtenus après mise en forme de la tôle (point C) pour l'alliage 5086-H111. Les déformations sont très localisées autour de la trajectoire du poinçon. La taille de l'AOI (zone d'observation)

du deuxième banc stéréoscopique et la définition d'une ligne perpendiculaire à l'axe X appelée "coupe" sont également visibles sur la figure 6.6.

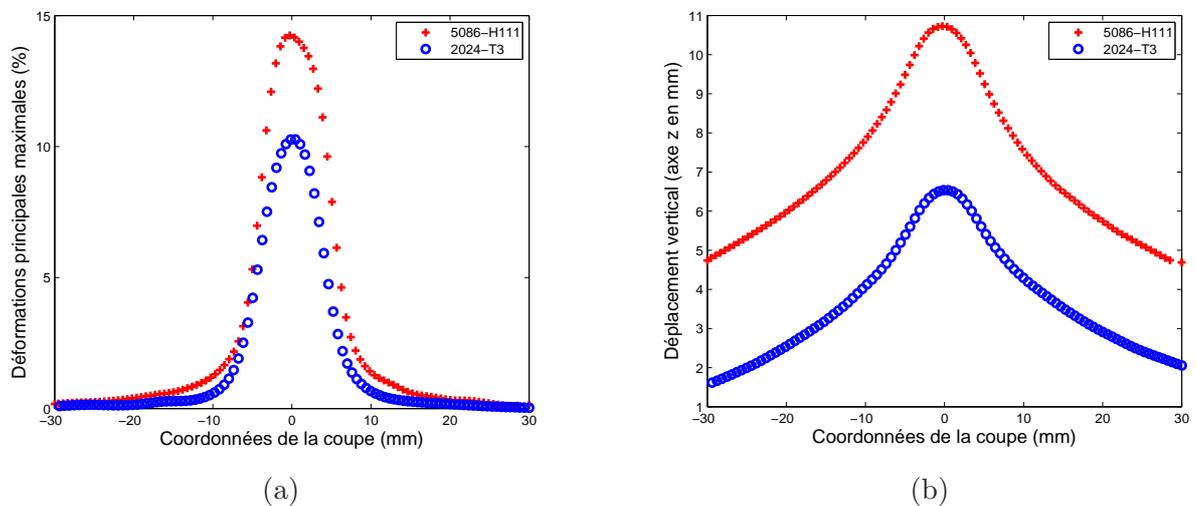


Figure 6.7 – Déformations principales maximales (a) et forme de la tôle (b) après mise en forme le long du profil pour les deux alliages 5086-H111 et 2024-T3

Les figures 6.7 (a) et (b) présentent respectivement les déformations principales maximales et la forme de la tôle extraite après mise en forme, le long de la coupe définie sur la figure 6.6 pour les deux alliages d'aluminium. La hauteur d'embouti après mise en forme est plus importante dans le cas du 5086-H111 (10.5 mm) que dans le cas du 2024-T3 (6.5 mm) (cf. figure 6.7 (b)). Les déformations générées lors de la mise en forme du 5086-H111 sont plus importantes d'environ 30% que dans le cas du 2024-T3 puisque le premier a une limite d'élasticité plus faible que le second. Dans le cas de la mise en forme du 5086-H111 les efforts mis en jeu et donc par conséquent le retour élastique sont moins importants.

La partie suivante compare deux essais de référence réalisés sur le 2024-T3, l'un dans la direction de laminage (0°) l'autre dans la direction transverse (90°).

6.1.2.2 Influence de la direction de sollicitation de la tôle

L'alliage 2024-T3 a un comportement plastique anisotrope. Deux essais de référence ont été réalisés sur cet alliage sur la même tôle dans les mêmes conditions comme montré sur la figure 6.8, l'un dans la direction 0° (sens de laminage) et l'autre à 90° . L'objectif est d'analyser l'anisotropie de la tôle lors d'essais de formage incrémental à l'aide de nos moyens de mesures.

La figure 6.9 compare les efforts horizontaux et verticaux lors du déplacement du poinçon du point 0 vers le point C pour les essais réalisés sur l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90° . Les efforts selon l'axe Y sont des efforts parasites dus aux effets de bords et sont identiques pour les deux essais. La différence provient des efforts F_x et F_z . Les efforts sont plus importants lors de la mise en forme selon la direction 0° , environ 18% pour F_x et 7% pour F_z . La limite d'élasticité étant plus importante dans le sens de laminage (0°), il est donc normal que pour une même trajectoire de poinçon les efforts mis en jeu soient plus importants à 0° qu'à 90° .

La figure 6.10 (a) présente pour l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90° , la forme de la tôle après mise en forme (point C) le long de la coupe localisée sur la figure 6.6. La profondeur d'embouti est plus importante dans la direction 0°

La figure 6.10 (b) compare les déformations plastiques (ε_{xx}^{pl} , ε_{yy}^{pl} et ε_{xy}^{pl}) obtenues pour les directions 0° et 90° après mise en forme. Les déformations transverses (ε_{yy}^{pl}) sont quasiment nulles pour les deux cas. Pour les déformations longitudinales (ε_{xx}^{pl}) et de cisaillement (ε_{xy}^{pl}), les valeurs

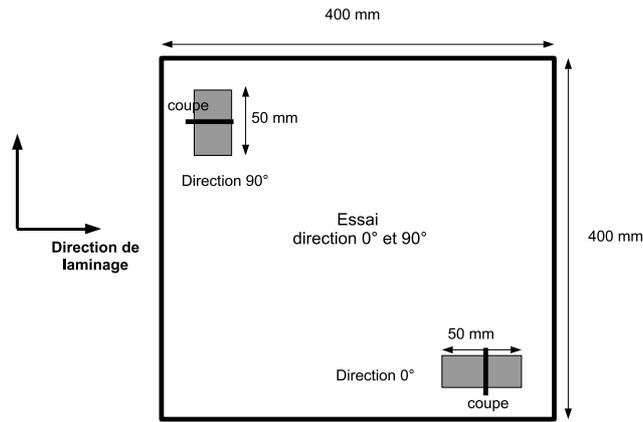


Figure 6.8 – Localisation sur la tôle des essais de formage incrémental réalisés sur le 2024-T3 dans les directions 0° et 90°

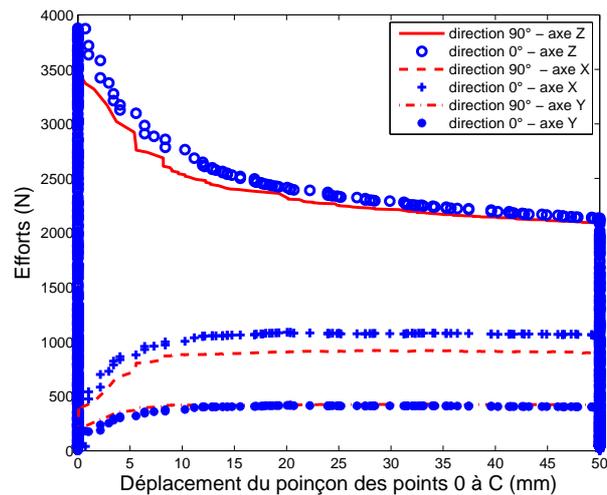


Figure 6.9 – Comparaison de l'évolution des efforts en fonction du déplacement du poinçon pour deux essais réalisés sur l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90°

atteintes sont plus importantes dans la direction 0° (environ 7%). Des efforts plus importants dans la direction 0° ont certainement engendré des déformations plastiques plus importantes ce qui pourrait expliquer que l'embouti à 0° soit plus profond. Les résultats expérimentaux présentés dans cette section seront comparés par la suite avec les résultats issus des simulations éléments finis de la section 6.2.

6.1.3 Modélisation de l'essai de référence

Dans cette section, des résultats obtenus à partir du banc stéréoscopique sont analysés afin d'imposer correctement les conditions limites nécessaires à la modélisation de l'essai de référence.

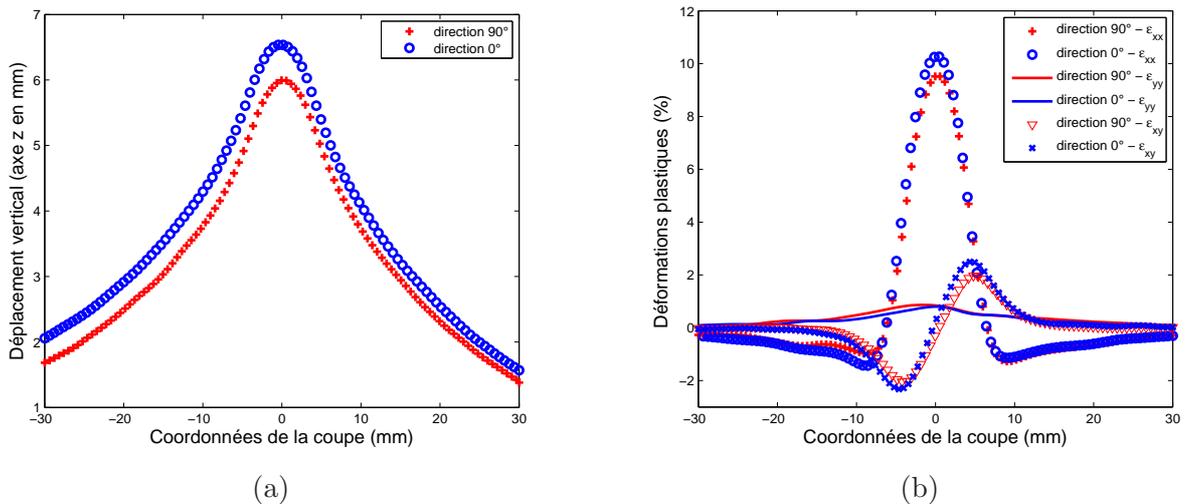


Figure 6.10 – Forme de la tôle (a) et déformations plastiques (b) après mise en forme le long de la coupe pour l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90°

6.1.3.1 Etat initial de la tôle

La figure 6.11 montre la forme de la tôle après sa mise en place dans le serre-flan. Il s'avère que la tôle n'est plus plane mais bombée pour un écart maximal de 2.68 mm.

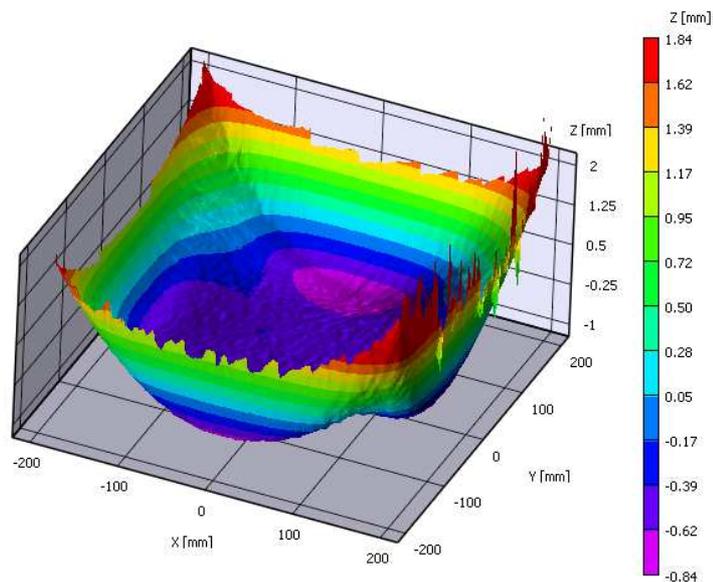


Figure 6.11 – Représentation 3D de la forme de la tôle après mise en place du serre-flan

Cela pose un problème vis-à-vis de la modélisation car la tôle avant mise en forme devrait être théoriquement parfaitement plane. Par ailleurs, pour l'AOI présentée sur la figure 6.4 (grand champ de vue), le facteur d'échelle des images de la tôle est de 2 pixels/mm et la ZC ϵ (Zone de Calcul des Déformations) minimale est de 20 pixels, ce qui nécessite une taille d'éléments de $10 \times 10 \text{ mm}^2$ pour pouvoir obtenir des déformations calculées sur la même base. Cette taille d'élément est beaucoup trop importante en regard de la taille d'un poinçon de diamètre 20 mm, il n'est donc de ce fait pas possible de réaliser une modélisation éléments finis de la tôle dans son ensemble. Uniquement la zone fortement déformée autour du poinçon sera donc modélisée et de

plus, à l'état initial, la tôle dans cette petite zone peut être considérée comme quasi plane.

6.1.3.2 Etat déformé de la tôle

La figure 6.12 présente des cartographies de déplacements pour une position du poinçon correspondant au point B de la figure 6.1. L'image (a) correspond aux déplacements selon l'axe X tandis que l'image (b) correspond aux déplacements selon l'axe Y. Les déplacements mesurés sont très faibles au niveau du serre-flan : à peu près nuls sur l'ensemble du contour, sauf à proximité de la zone formée présentant des amplitudes inférieures à 0.2 mm.

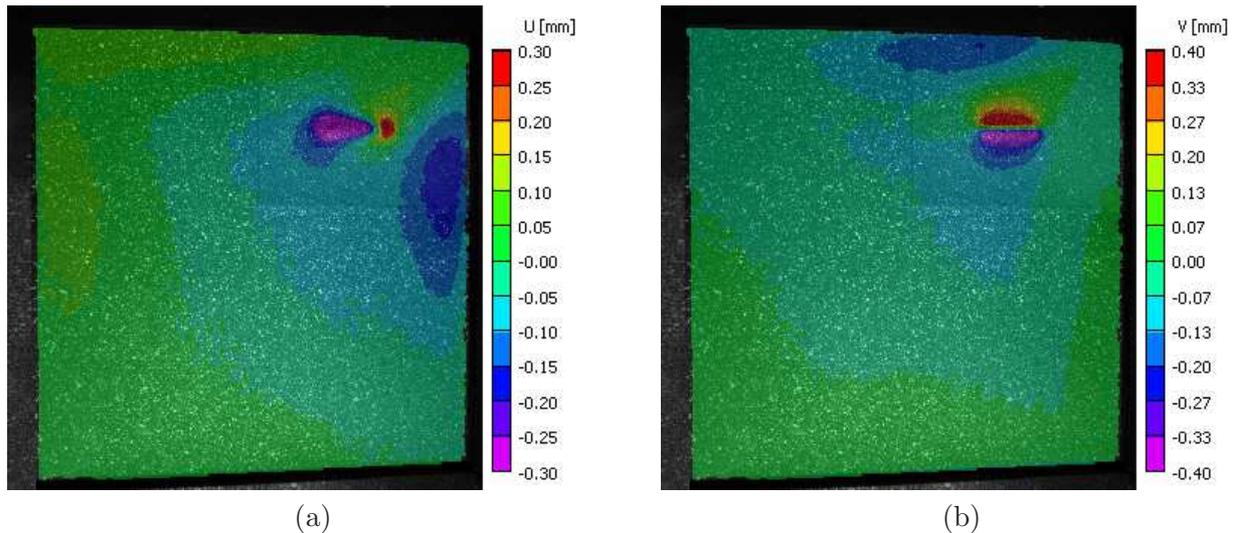


Figure 6.12 – Cartographies des déplacements, U selon l'axe X (a), et V selon l'axe Y (b)

Une hypothèse d'encastrement de la tôle au niveau du serre-flan est donc a priori acceptable. Le contour de la zone locale maillée autour du poinçon ainsi que l'AOI sont illustrés sur la figure 6.13. Cette figure présente les déformations principales maximales de la tôle pour une position B du poinçon. Le seuillage des couleurs est tel que la zone centrale en rouge correspond à des déformations supérieures à 0.46%. Les déformations maximales atteintes au niveau du contour du maillage EF sont très faibles, inférieures à 0.25%, et correspondent à la limite entre les domaines élastiques et plastiques sur un essai de traction simple.

La zone de calcul des déformations ($ZC\varepsilon$) est de 21 pixels pour un grossissement de 7 pixels/mm, soit une résolution spatiale en déformation (taille des jauges optiques) de 3 mm^2 . Afin de pouvoir comparer les déformations d'Hencky mesurées par Vic-3D à celles calculées par ABAQUS, des éléments de dimensions $3 \times 3 \text{ mm}^2$ sont donc choisis.

Les conditions classiques d'encastrement ne pouvant pas être utilisées, il est donc nécessaire d'imposer des conditions limites en déplacement sur le contour de la zone maillée. Un protocole proche de celui présenté dans le chapitre 5 est utilisé où une interpolation cubique du champ de déplacement expérimental était réalisée afin d'associer à chaque nœud du maillage éléments finis un vecteur déplacement expérimental 2D. Dans le cas présent, les maillages sont 3D, et les méthodes d'interpolation sont délicates à mettre en œuvre. Nous avons donc développé une procédure permettant de rechercher le plus proche voisin entre deux maillages 3D surfaciques [DEC 08], cette dernière a été testée sur les maillages 2D traités dans le chapitre 5, et comparés avec l'interpolation cubique. Une différence moyenne inférieure à 1% pour les déplacements obtenus sur les nœuds EF entre les deux méthodes a été obtenue, ce qui permet de valider notre méthode du "plus proche voisin". La figure 6.14 (a) montre la superposition des maillages expérimental (Vic-3D) et éléments finis, le maillage expérimental est beaucoup plus dense que le maillage EF. La figure 6.14 (b) montre l'appariement entre les nœuds expérimentaux et les nœuds

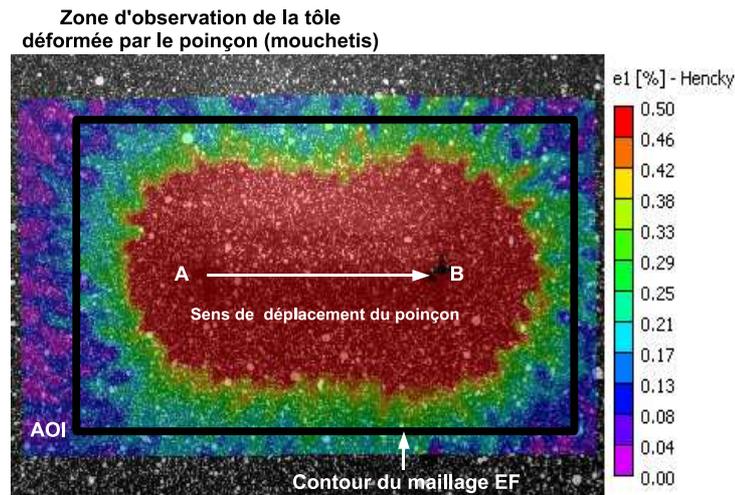


Figure 6.13 – AOI de la zone d'observation du deuxième banc stéréoscopique et délimitation du contour du maillage EF

éléments finis. En moyenne, la distance entre le nœud du maillage éléments finis et le nœud expérimental associé est de l'ordre de $100 \mu\text{m}$. Les conditions limites imposées aux nœuds du bord du contour EF le sont pour les 3 étapes du calcul et correspondent aux positions du poinçon aux points A, B et C (3 étapes de calcul), c'est-à-dire pour chaque changement de direction de ce dernier. A partir des observations expérimentales de déplacements au niveau du contour lors du formage (mesures de champs), une hypothèse de déplacement linéaire sur les conditions limites entre chaque étape est retenue.

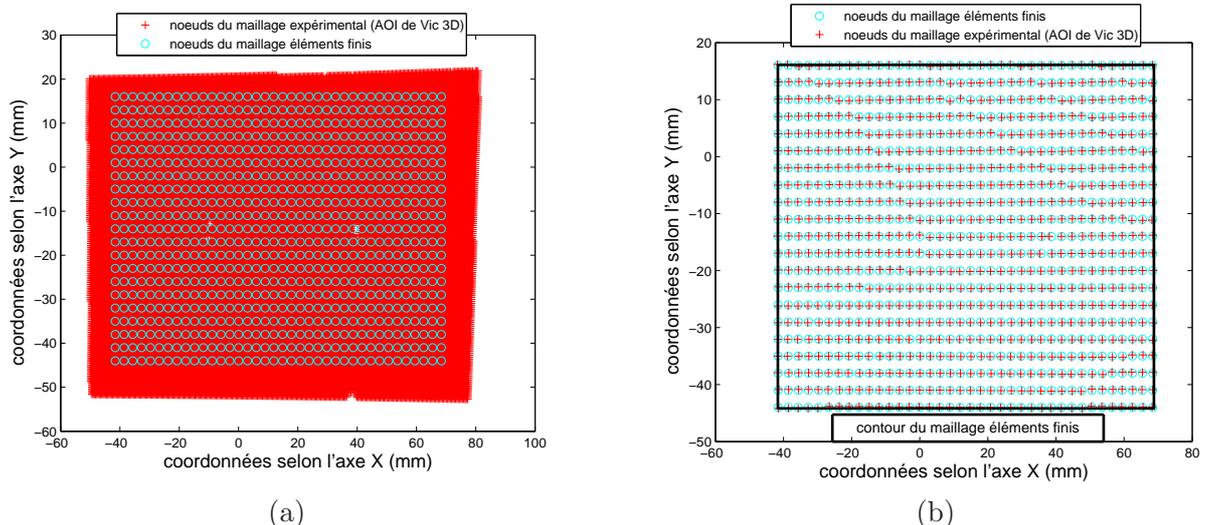


Figure 6.14 – Superposition du maillage expérimental dense et du maillage du modèle EF (a) et appariement entre les nœuds expérimentaux et EF (b)

Concernant le modèle de frottement, une hypothèse de frottement avec glissement constant au cours de l'essai a été faite. Cette hypothèse semble cohérente avec notre cas d'étude, car l'observation de la tôle après mise en forme ne montre pas de détérioration apparente de la tôle en surface, et il est donc possible de supposer que le poinçon glisse sur la tôle. Cependant la valeur de ce coefficient a une influence sur la forme finale de la pièce et sur la valeur des efforts

mis en jeu. Comme le capteur de forces du pilote SPIF (cf. chapitre 2) nous fournit un indice de frottement et non pas un coefficient de frottement, plusieurs simulations de l'essai de référence avec un modèle de comportement simple (Mises), en modifiant pour chaque cas le coefficient de frottement, sont réalisées. Le rapport F_x max sur F_z max pour chaque simulation est comparé avec le rapport d'effort maximum obtenu lors de l'essai expérimental. Le tableau 6.1 présente les résultats pour chaque simulation.

	Expérimental	Simulation			
coefficient de frottement	inconnu	0.05	0.2	0.6	0.9
$\frac{F_x \text{max}}{F_z \text{max}}$	0.31	0.17	0.32	0.67	1

Tableau 6.1 – Influence du coefficient de frottement sur les résultats des simulations numériques

L'augmentation du coefficient de frottement, qui peut être associé au rapport $\frac{F_x \text{max}}{F_z \text{max}}$, augmente le niveau de F_x car le frottement s'oppose au déplacement du poinçon. Ces résultats montrent l'importance du choix de la valeur du coefficient de frottement. Le coefficient retenu pour toutes les simulations de cette étude est de 0.2, puisque la valeur calculée de $\frac{F_x \text{max}}{F_z \text{max}}$ est dans ce cas proche de celle mesurée expérimentalement.

6.2 Simulation du procédé de formage incrémental

6.2.1 Etude bibliographique sur la simulation du procédé de formage incrémental

De nombreuses études ont été réalisées sur la simulation du procédé de formage incrémental que ce soit à l'aide du logiciel ABAQUS ([VAN 07] [BAM 07] [HE 05]), du logiciel LS-DYNA([YAM 08], [FRA 07], [DEJ 07]), du logiciel LAGAMINE [WAT 05] développé à l'université de liège, du logiciel DIEKA [HAD 09] ou du logiciel PAM STAMP 2G 2003® [CER 05]. La tôle est modélisée par des éléments de type coques ([YAM 08], [VAN 07], [DEJ 07], [BAM 07], [FRA 07], [CER 05]) ou des éléments briques 3D ([VAN 07], [WAT 05]).

La plupart des auteurs utilisent un schéma d'intégration de type explicite [AMB 04], [BAM 07], [CER 05] mais certains comme Fratini et al. [FRA 07] utilisent un modèle explicite couplé à un modèle implicite pour le retour élastique ce qui permet d'obtenir une forme finale de la pièce plus proche de la réalité.

Une des principales difficultés de la simulation du procédé de formage incrémental concerne le temps de calcul. Pour y remédier, certains auteurs utilisent le principe de remaillage adaptatif [AMB 04] [DEJ 07] qui permet de mailler plus finement la tôle autour du poinçon afin d'éviter le recours à un maillage fin sur l'ensemble de la tôle qui entraîne soit une augmentation des temps de calcul. Pour diminuer la durée des calculs implicites en formage incrémental, Hadoush et al. [HAD 09] ont travaillé sur une méthode directe de sous-structuration. La structuration est utilisée pour diviser le maillage éléments finis en plusieurs zones adjacentes. Cette méthode repose sur l'hypothèse que les déformations plastiques sont localisées. Les sous-structures sont classées en deux catégories : les structures plastiques non linéaires et les structures élastiques pseudo-linéaires. L'ensemble des sous-structures plastiques constitue la zone du maillage qui est au contact du poinçon, elles sont réactualisées de façon itérative en respectant toutes les non-linéarités. Le reste du maillage est considéré comme élastique. La catégorie de chaque sous-structure est modifiée au cours de la simulation en fonction de la position du poinçon. Cette méthode a permis de diminuer les temps de calcul par 2.4 selon les auteurs. Notons que le principe de découpler le maillage éléments finis en deux catégories était déjà utilisé par [MUR 05] et [SEB 07].

La durée des temps de calcul est également liée à la trajectoire du poinçon. Bambach et al. [BAM 07] ont analysé l'influence de la définition de la trajectoire de l'outil sur la modélisation du procédé de formage un point et développé un outil permettant d'optimiser ces trajectoires générées par CAO. Dans le cas d'un calcul sans optimisation de la trajectoire, l'analyse a échoué à 90% du temps total de mise en forme à cause d'une trop grande distorsion du maillage provenant d'effets dynamiques. Ces résultats montrent que la trajectoire du poinçon est très importante pour mettre en forme une tôle à l'aide du procédé de formage incrémental.

La simulation numérique du procédé de formage incrémental peut également être utilisée afin d'analyser l'influence des paramètres procédés sur les pièces mises en forme [FRA 07]. Par exemple Ambrogio et al. [AMB 04] comparent la forme mesurée d'une pièce avec celle obtenue par simulation EF. Les résultats, présentés figure 6.15, montrent que la simulation permet une bonne prédiction de la forme finale, les simulations pouvant ainsi être validées par des résultats expérimentaux.



Figure 6.15 – Comparaison de la forme finale d'une pièce réelle et simulée [AMB 04]

De même, Watzeels et al. [WAT 05] ont analysé une trajectoire simple de poinçon qui considère un déplacement horizontal de 100 mm pour une profondeur d'embouti de 5 mm. Le poinçon se déplace selon l'axe X, le point A correspond à $x=0$, le point B à $x=50$ mm et le point C à $x=100$ mm. Des éléments volumiques à 8 nœuds sont utilisés (3 dans l'épaisseur). Les déformations obtenues par simulation EF sont comparées avec celles mesurées par stéréo-corrélation d'images sur la pièce formée. Les résultats sont présentés dans le tableau 6.2.

	simulation		mesure	
	ε_x (%)	ε_y (%)	ε_x (%)	ε_y (%)
A ($x=0$)	2.380	2.510	1.000	1.300
B ($x=50$)	0.053	2.220	0.070	1.000
C ($x=100$)	0.893	2.060	0.400	1.100

Tableau 6.2 – Comparaison entre les valeurs des déformations mesurées et simulées le long du profil formé [WAT 05]

La grande différence entre les déformations mesurées et simulées (environ 50%) peut provenir, d'après les auteurs, des conditions limites, de l'état initial de la tôle ou de différents problèmes de contact. Nous pensons que d'autres hypothèses peuvent également contribuer à expliquer cette différence : la loi de comportement utilisée, et la taille de la zone de calcul des déformations à partir des déplacements mesurés, la taille des éléments ainsi que la forme du tenseur des déformations utilisé dans chaque cas.

6.2.2 Choix du schéma d'intégration

Deux schémas d'intégration des équations d'équilibre existent : les techniques implicite et explicite. O. Makarova [MAK 06] dans sa thèse présente ces deux méthodes de résolutions, cette section s'inspire de ces écrits. D'un point de vue mécanique, l'analyse de l'emboutissage des tôles est caractérisée par la présence de non-linéarités occasionnées par le comportement plastique du matériau, la cinématique de la déformation et les conditions variables de contact. La résolution

des équations d'équilibre à travers la **technique implicite** est réalisée généralement par la méthode de Newton-Raphson, dans laquelle les déplacements des nœuds sont déterminés de façon itérative en minimisant le résidu entre les forces appliquées. Dans cette méthode, la condition d'équilibre est assurée par un contrôle de convergence et, en principe, la solution est stable par rapport à la taille de l'incrément de temps de calcul du moins dans l'analyse des problèmes bidimensionnels d'emboutissage des tôles. Néanmoins, la transition à un problème tridimensionnel conduit souvent à des problèmes de convergence dus aux conditions de contact conditionnant ainsi la taille de l'incrément de temps de calcul. Dans ce cas, le nombre d'itérations d'équilibre nécessaire à la solution augmente ainsi que le nombre d'opérations (assemblages et inversions supplémentaires de la matrice de rigidité). Par conséquent, le temps d'utilisation du processeur augmente considérablement lorsque la taille du modèle 3D augmente. La **technique explicite** utilise une matrice de masse diagonale sans avoir besoin d'une méthode de décomposition de matrice ni d'effectuer des itérations d'équilibre à chaque incrément du temps de calcul. Cependant, la stabilité de la solution obtenue avec cette technique dépend de la taille de l'incrément de temps de calcul. Cette valeur limite peut être estimée par le temps minimum nécessaire pour qu'une onde élastique traverse un élément donné [ABAQUS] :

$$\Delta t \leq \frac{L}{C} \quad (6.1)$$

où L est une longueur caractéristique de l'élément et C est la vitesse de propagation d'une onde dans un milieu élastique défini par :

$$C = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (6.2)$$

où E et ρ sont respectivement le module d'élasticité et la masse volumique du matériau. L'application de la technique explicite dans la résolution de problèmes quasi-statiques possède un inconvénient principal : la limite de stabilité Δt est normalement trop petite en comparaison de la durée réelle du problème T, comme dans le cas de l'emboutissage des tôles. Par conséquent, le nombre total d'incréments N donné par l'équation (6.3) peut rendre très longue une analyse par éléments finis réalisée avec la technique explicite.

$$N = \frac{T}{\Delta t} \quad (6.3)$$

En pratique, N peut être réduit artificiellement soit en diminuant la durée réelle T de l'analyse soit en augmentant la taille de l'incrément de temps de calcul Δt . Dans l'analyse de l'emboutissage des tôles, ces artifices sont obtenus en augmentant respectivement la vitesse de déplacement du poinçon et la masse volumique du matériau ce qui correspond sous le logiciel Abaqus à l'option `"*MASS SCALING"` [ABAQUS]. Toutefois, ces options peuvent également produire des résultats erronés dus à l'influence des effets d'inertie non souhaitables pendant la simulation numérique. Le moyen le plus simple d'évaluer si la réponse de la solution peut être considérée comme quasi-statique ou non, consiste à examiner les fractions d'énergie résultat de la stratégie adoptée dans l'analyse. Une règle pratique consiste à ce que l'énergie cinétique associée au corps déformable ne dépasse pas 5% de l'énergie interne, durant la simulation numérique [PRI 94].

L'avantage principal de la technique explicite par comparaison avec la technique implicite s'explique par le fait que la solution de problèmes 3D n'est pas trop altérée par les conditions de contact variables. Dans la technique d'intégration explicite, le problème de contact est traité sans itération d'équilibre ni contrôle de convergence. Ainsi, le schéma explicite gère mieux les problèmes de contact et de frottement entre les différentes pièces qui sont nombreux dans une opération d'emboutissage. Dans certains cas, l'analyse de la mise en forme par emboutissage peut être réalisée avec la technique explicite et le calcul du retour élastique avec la technique implicite [PRI 94]. La méthode de résolution des calculs éléments finis des procédés de mise en forme généralement utilisée est la méthode explicite [HAR 00] [CER 06] [ROJ 96] [BAN 06].

Nous avons choisi d'utiliser la version explicite du logiciel ABAQUS pour réaliser nos simulations de trajectoires de poinçon.

6.2.3 Simulations éléments finis d'une trajectoire simple de poinçon

La simulation de la trajectoire du poinçon pour l'essai de référence est réalisée à l'aide du logiciel éléments finis ABAQUS. Le maillage EF de la tôle ainsi que ses dimensions ($60 \times 111 \text{ mm}^2$) sont présentés sur la figure 6.16, il est constitué de 740 éléments et de 798 nœuds. Le poinçon est considéré comme un solide rigide indéformable. Les éléments utilisés sont des éléments coques (S4R) à 4 nœuds à interpolation linéaire possédant 9 points d'intégration dans l'épaisseur [LIE 02] (tôle de 1 mm d'épaisseur).

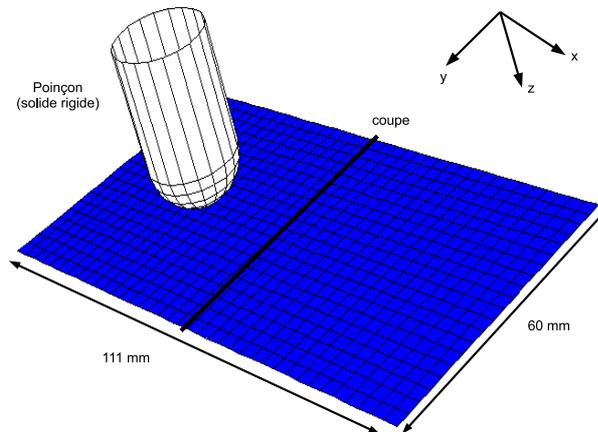


Figure 6.16 – Maillage éléments finis et localisation de la coupe sur laquelle seront extraits l'ensemble des résultats des calculs

Le modèle de frottement de Coulomb défini dans ABAQUS [ABAQUS] est utilisé (*FRICTION), la variable μ est définie par le rapport des contraintes de cisaillement sur la pression de contact, cette valeur est choisie égale à 0.2 comme évaluée précédemment. Le contact est géré en associant une surface esclave (la tôle) à une surface maître (le poinçon) par le mot clé *CONTACT PAIR, INTERACTION=NAME.

Les valeurs de *MASS SCALING sont choisies de façon à respecter la règle de Prior [PRI 94] à savoir que l'énergie cinétique associée au corps déformable ne dépasse pas 5% de l'énergie interne.

Les simulations numériques vont porter sur deux études. La première repose sur l'analyse de l'influence du jeu de paramètres du critère de Hill48 et la seconde concerne l'influence de la trajectoire du poinçon sur les résultats simulés. Dans les deux cas, la loi d'écroutissage isotrope constituée de deux termes exponentiels est utilisée.

6.2.4 Influence de la méthode d'identification des paramètres du critère de Hill48

Deux simulations éléments finis de "l'essai de référence" sont réalisées à partir des deux jeux de paramètres du critère de Hill48 identifiés pour l'alliage 2024-T3 dans le chapitre 4, l'un en utilisant les coefficients d'anisotropie (méthode 1) et l'autre à partir des limites d'élasticité (méthode 2). Pour chaque jeu de paramètres, des simulations de l'essai de référence dans les directions 0° et 90° sont ainsi réalisées. Les résultats sont présentés ci-dessous.

Les figures 6.17 (a) et (b) présentent les évolutions des efforts dans les trois directions pour les deux simulations numériques. Quel que soit le jeu de paramètres utilisé, les efforts générés pour les essais simulés dans les directions 0° et 90° sont presque identiques, l'influence des paramètres

du critère de Hill48 est très faible. Cependant, les efforts selon le déplacement du poinçon (F_x) sont, comme pour les résultats expérimentaux, supérieurs dans la direction 0° . Les simulations prennent bien en compte l'anisotropie de la tôle. Les efforts issus de la simulation numérique sont, dans l'ensemble, supérieurs à ceux mesurés expérimentalement dans le cas de l'effort horizontal F_x (8%) et dans le cas de l'effort vertical F_z (12%).

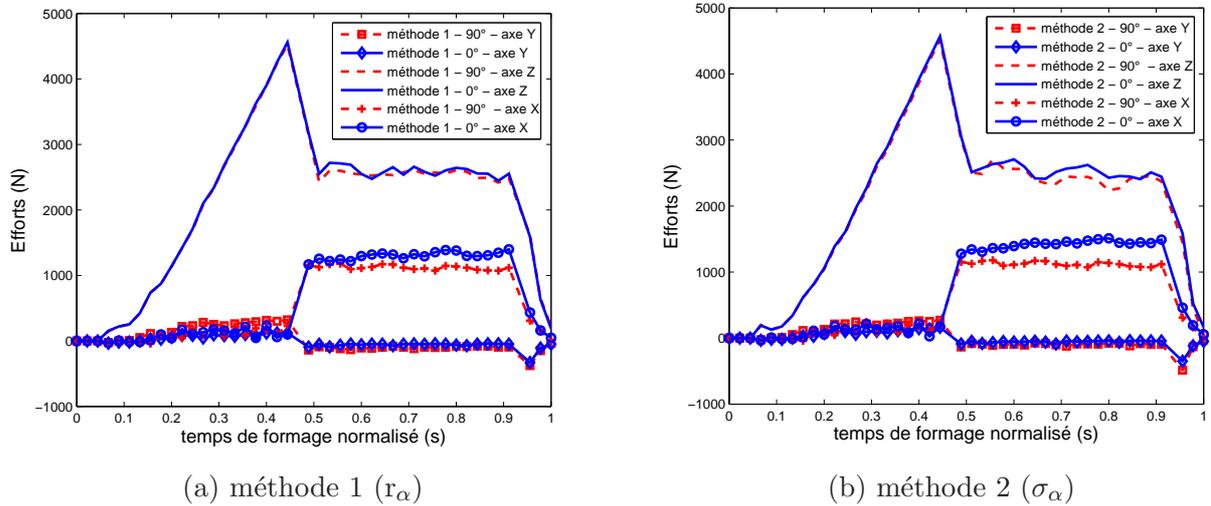


Figure 6.17 – Evolution des efforts lors de la simulation de la mise en forme de l'essai de référence à partir de deux jeux de paramètres du critère différents et dans les directions 0° et 90°

La figure 6.18 présente, après retour élastique, les profils obtenus le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon (localisée sur la figure 6.16). Le jeu de paramètres utilisé n'influence pas la forme finale de la pièce, cependant dans les deux cas la profondeur de l'embouti est plus importante dans la direction 0° .

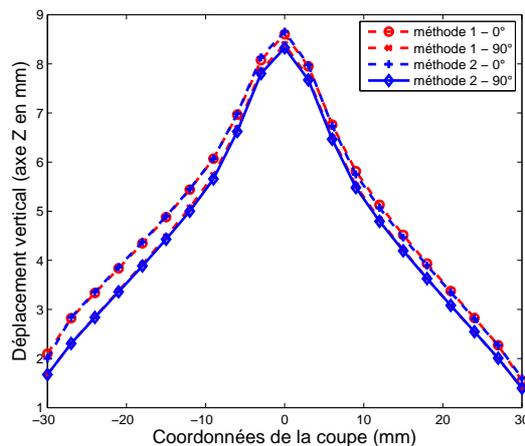


Figure 6.18 – Forme finale de la pièce après mise en forme de la tôle le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon

Les figures 6.19 (a) et (b) présentent les déformations en cisaillement (ε_{xy}) et selon le déplacement du poinçon (ε_{xx}) après mise en forme de la tôle. Quelque soit le jeu de paramètres utilisé et quelque soit la direction de la simulation les courbes sont superposées. Ces figures mettent

également en avant l'importance de la taille des éléments finis qui ne permet pas d'obtenir une information continue ; il serait ainsi nécessaire d'utiliser un maillage plus raffiné, mais les déformations simulées ne seraient plus alors calculées dans une base de taille identique à celle des déformations expérimentales.

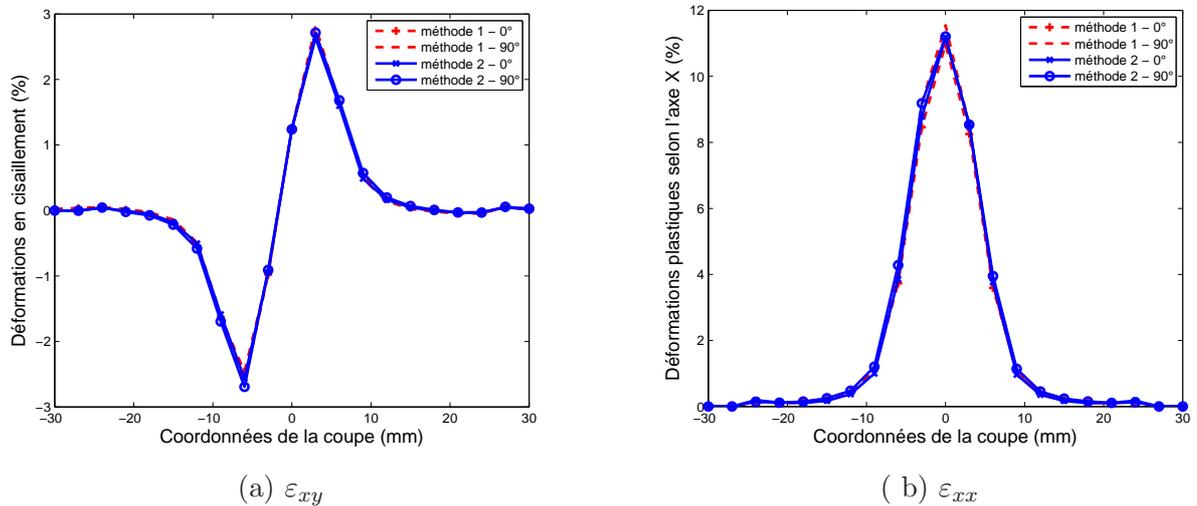


Figure 6.19 – Déformations plastiques en cisaillement (a) selon l'axe X (b) après mise en forme de la tôle le long de la coupe

Dans le cas de la simulation de la mise en forme des tôles d'alliage 2024-T3 à partir d'une trajectoire simple du poinçon, le choix du jeu de paramètres du critère de plasticité de Hill48 n'influence pas significativement les résultats obtenus. Il serait intéressant de réaliser les mêmes analyses avec différents critères de plasticité anisotrope tels que Hill90 [HIL 90] ou Barlat91 [BAR 91] et sur des matériaux présentant un comportement fortement anisotrope. De plus, la trajectoire du poinçon considère une trajectoire simple, une analyse similaire concernant la simulation d'une pièce plus complexe, telle une pyramide par exemple, permettrait peut être de mettre plus en évidence l'importance du choix du jeu de paramètres du critère de plasticité choisi.

Comparaison avec les données expérimentales

Les figures 6.20 et 6.21 (a) et (b) comparent les résultats expérimentaux et simulés le long de la coupe de la pièce après retour élastique (déformations plastiques).

Les résultats de la figure 6.20 montrent des formes finales globalement proches même si les niveaux obtenus par l'expérience et la simulation sont différents (8%). Cet écart peut s'expliquer en tenant compte des allures de courbes pour les déformations plastiques selon l'axe X. Ainsi, une rigidité différente de la tôle peut entraîner un retour élastique différent, et peut accentuer cette différence, cela peut s'expliquer par l'utilisation d'éléments coques au détriment d'éléments volumiques. Néanmoins, dans le cas des déformations de cisaillement, les résultats expérimentaux et simulés sont relativement proches. Cette différence peut également provenir de l'hypothèse de linéarité entre les déplacements expérimentaux imposés ou de l'utilisation de la méthode explicite pour gérer le retour élastique. De même, les efforts issus de la simulation EF sont légèrement supérieurs aux résultats expérimentaux (environ 8%).

6.2.5 Influence de la trajectoire du poinçon

Cette partie s'intéresse à l'influence de la trajectoire du poinçon sur la forme finale de la pièce lors de la simulation numérique. L'objectif est d'observer si la simulation EF est capable de

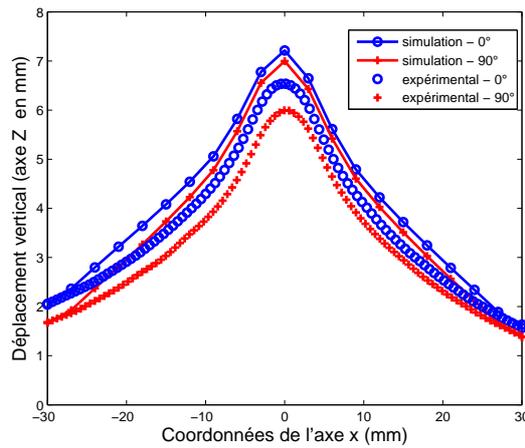


Figure 6.20 – Forme finale de la pièce après mise en forme de la tôle le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon

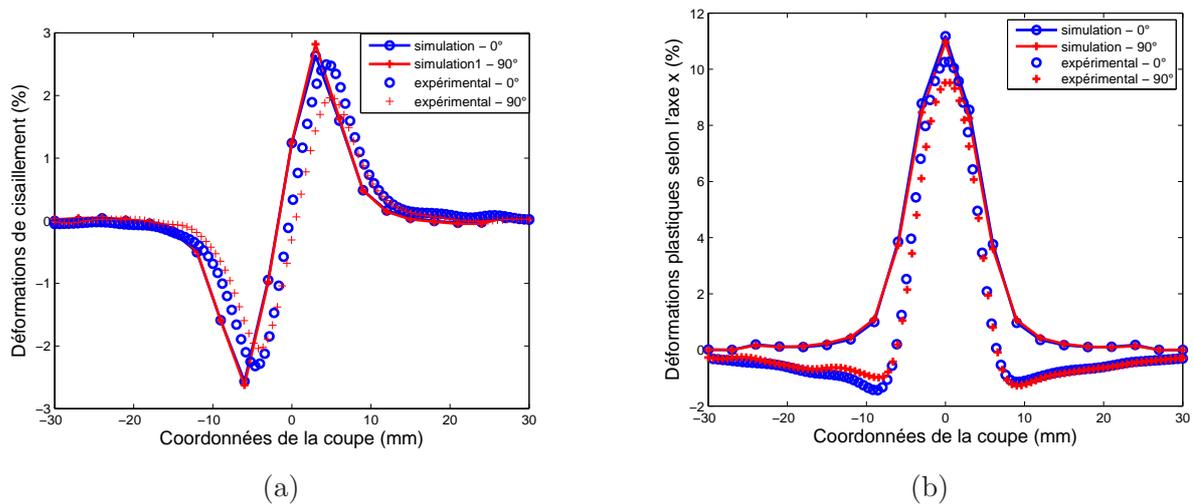


Figure 6.21 – Comparaison des profils (a) et des déformations principales maximales (b) expérimentaux et simulés après mise en forme de la tôle

reproduire les tendances observées à partir de résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 3.

Les simulations numériques sont réalisées sur "l'essai de référence" mais en considérant un ou plusieurs incréments verticaux (profondeur de passe Δz variable) avec un déplacement total du poinçon de 8 mm et des conditions limites classiques d'encastrement de la tôle dans le serre-flan. Les simulations sont réalisées en considérant le modèle de comportement mécanique isotrope de l'alliage 5086-H111 et 3 cas sont étudiés :

- simulation 1 : 1 incrément ($\Delta z=8$ mm)
- simulation 2 : 4 incréments ($\Delta z=2$ mm)
- simulation 3 : 10 incréments ($\Delta z=0.8$ mm)

Le principe des trajectoires du poinçon est présenté sur la figure 6.22 pour deux incréments. Le déplacement horizontal du poinçon est toujours réalisé de 0 vers C.

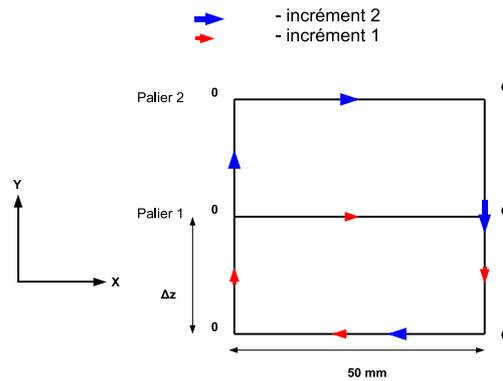


Figure 6.22 – Exemple de la trajectoire du poinçon pour deux incréments verticaux

Les figures 6.23 (a), (b) et (c) présentent les déplacements du poinçon selon les axes X et Z pour les trois trajectoires de poinçon étudiés.

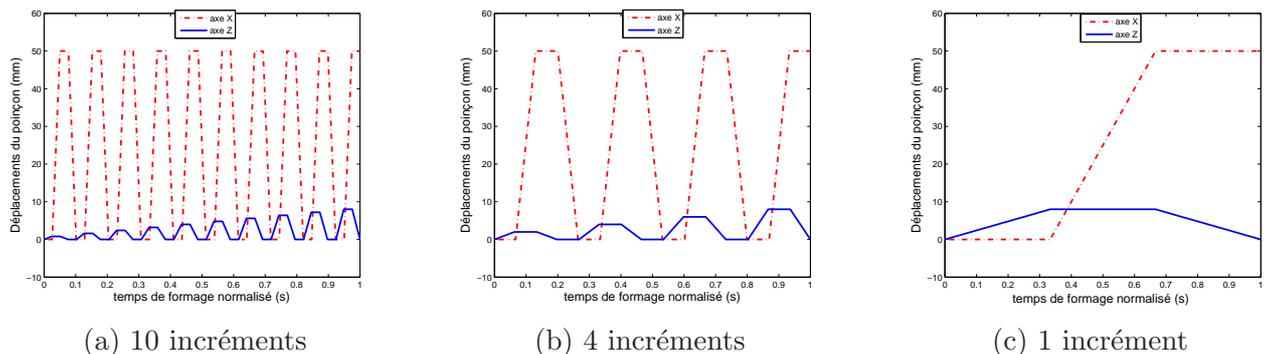


Figure 6.23 – Déplacements du poinçon selon les axes X et Z pour les trois trajectoires de poinçon étudiées : 10 incréments (a), 4 incréments (b) et 1 incrément (c)

Les figures 6.24 (a), (b) et (c) présentent les efforts générés pour chaque simulation lors de la mise en forme de chaque palier. Par rapport au modèle EF, la trajectoire du poinçon est réalisée au milieu de la zone maillée, les efforts selon l'axe Y sont compensés et sont donc nuls. Les résultats montrent que pour chaque nouveau palier formé, les efforts augmentent.

La figure 6.25 présente les efforts générés lors de la mise en forme du dernier palier ($z=8\text{mm}$) pour les trois simulations étudiées. Les résultats montrent que la diminution du nombre d'incrément augmente les efforts horizontaux (F_x) mis en jeu lors de la simulation mais que les efforts verticaux ne sont pas influencés.

Les résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 3 confirment ces observations, néanmoins les résultats expérimentaux montraient aussi que l'utilisation d'un seul incrément diminuait les efforts ; une hypothèse (cf. chapitre 3) de décomposition des efforts entre une partie élastique et une partie de mise en forme de la tôle était proposée. Cette décomposition n'est peut être pas pris en compte dans nos simulations du fait de la petite taille de la zone étudiée et des conditions d'encastrement utilisées.

La figure 6.26 (a) présente la forme de la pièce simulée le long de la coupe après retour élastique en fonction du nombre d'incrément. Les formes sont proches même si la profondeur d'embouti est légèrement plus importante pour la simulation avec un seul incrément ; il est important de noter que cette profondeur est très proche du déplacement vertical du poinçon ($z=8\text{ mm}$). Le retour élastique est très faible cela peut s'expliquer par les dimensions de la tôle (largeur de 60

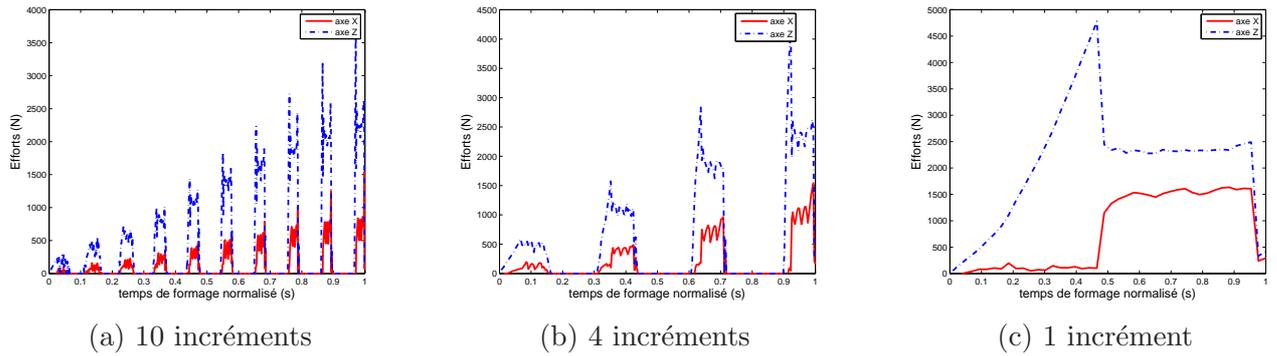


Figure 6.24 – Efforts selon les axes X et Z pour les trois trajectoires de poinçon étudiés

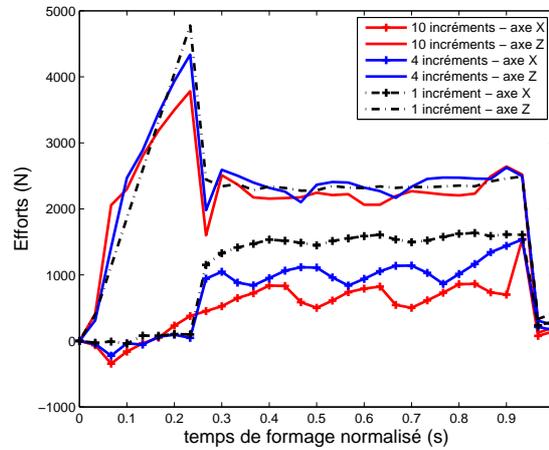


Figure 6.25 – Comparaison des efforts générés lors de la mise en forme du dernier palier pour les trois simulations étudiées

mm) par rapport à la taille du diamètre du poinçon (20 mm). Néanmoins, les résultats de la figure 6.26 (b) montrent que l'utilisation d'un seul incrément diminue les déformations engendrées lors de la mise en forme. L'augmentation du nombre d'incrément augmente les déformations mises en jeu, ces observations sont en accord avec les résultats expérimentaux obtenus dans le chapitre 3. On constate que les déformations au niveau du contour ne sont pas nulles, on retrouve ces zones sur les figures 6.27 et 6.28, elles peuvent être dues à la taille du poinçon par rapport à la taille de la zone maillée.

Les figures 6.27 et 6.28 présentent les cartographies de déformations principales plastiques maximales et minimales pour une position du poinçon après mise en forme de la tôle.

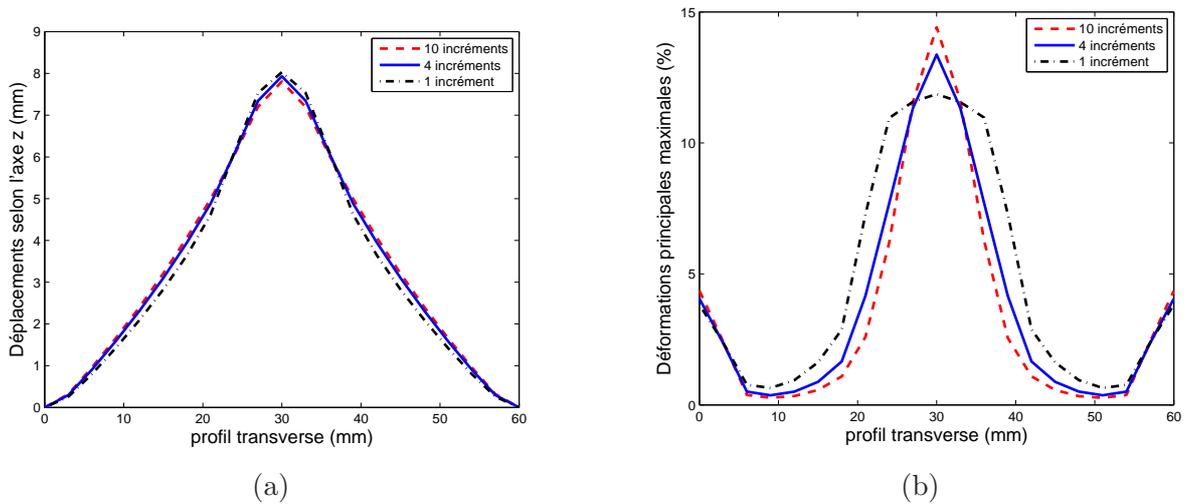


Figure 6.26 – Forme finale de la pièce (a) et déformations principales maximales (b) après mise en forme de la tôle (en%) en fonction du nombre d'incrément

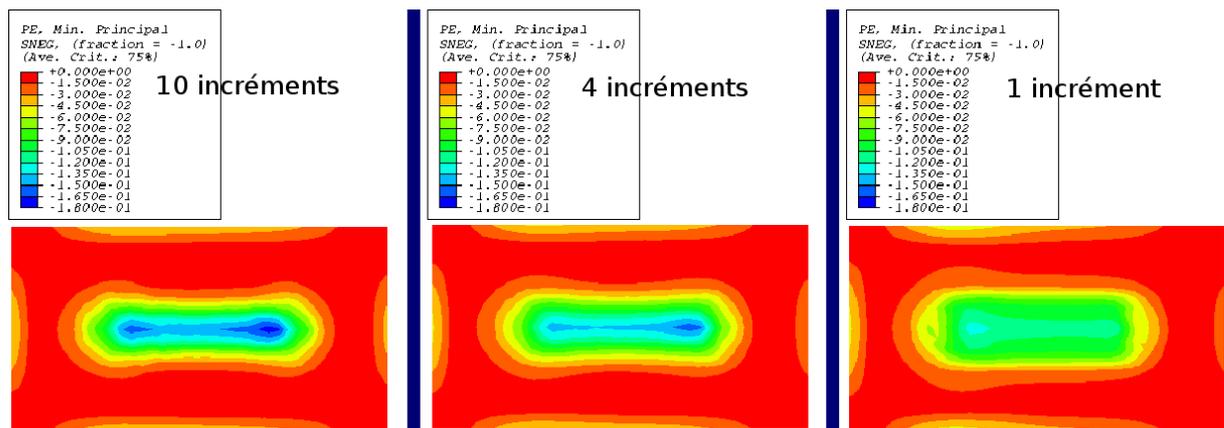


Figure 6.27 – Cartographies de déformations principales plastiques minimales pour différent nombre d'incrément

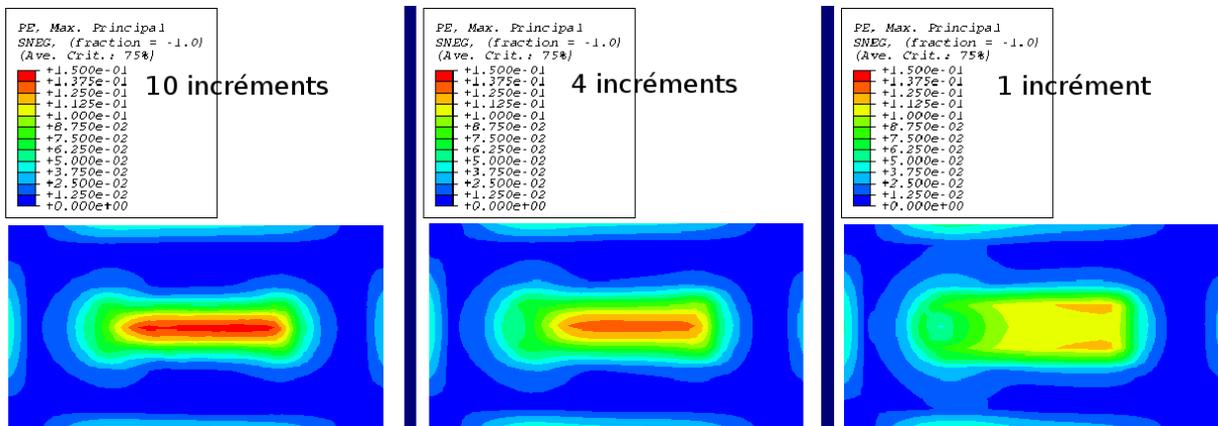


Figure 6.28 – Cartographies de déformations principales plastiques maximales pour différent nombre d'incrément

6.3 Conclusions et perspectives

Les simulations éléments finis d'une trajectoire simple de poinçon ont permis de mettre en évidence que, dans le cadre de la mise en forme de l'alliage 2024-T3 et de l'utilisation du critère de plasticité anisotrope de Hill48, la méthode d'identification du jeu de paramètres utilisé n'a pas d'influence sur les résultats simulés. Toutefois, cet alliage d'aluminium est faiblement anisotrope ce qui pourrait expliquer ces observations. La réalisation d'une démarche analogue sur différents critères de plasticité anisotrope tels que Hill90 ou Barlat91 et sur des matériaux présentant un comportement plus anisotrope que l'alliage 2024-T3 pourraient conforter cette explication. De plus, il serait intéressant de réaliser cette étude sur la simulation d'une pièce plus complexe, ce qui pourrait mettre en évidence l'importance du choix du jeu de paramètres du critère de plasticité choisi ainsi que le choix de la formulation du critère. La simulation parvient à reproduire les observations expérimentales concernant l'influence de l'incrément vertical sur la forme finale de la pièce et sur les déformations plastiques générées.

Dans notre cas, l'application des déplacements expérimentaux mesurés comme conditions limites permet de s'affranchir d'un certain nombre d'hypothèses (conditions limites, rigidité de la machine, ...) pour se focaliser sur l'impact de la loi de comportement et éventuellement de la loi de frottement sur les résultats d'un calcul.

Cependant, cette méthodologie s'avère peu compatible avec la simulation de la mise en forme d'une pièce de géométrie complexe. En effet, l'application de conditions limites expérimentales pour la simulation nécessite au préalable la réalisation de l'essai expérimental associé. Or l'objectif de la simulation est justement d'optimiser la trajectoire afin d'éviter la réalisation de nombreux essais. L'application de conditions limites d'encastrement semble donc la méthode la plus adaptée, cependant il est nécessaire lors de la simulation de ne pas partir d'une tôle plane, mais de partir de la forme de la tôle après mise en place et serrage dans les mors.

Les modèles proposés dans le chapitre 4 sont des modèles phénoménologiques identifiés sur des essais à déformation continue croissante contrairement aux sollicitations rencontrées par la tôle lors du procédé de formage incrémental qui se rapprochent d'une sollicitation de type cyclique. Ils ne tiennent pas compte de la microstructure de la tôle. Ainsi, dans le cadre d'un projet Carnot Mines, des analyses préliminaires ont été réalisées au C.E.M.E.S. à Toulouse sur un Microscope Electronique à Transmission. Elles visent à étudier l'influence du nombre de passage du poinçon sur la tôle sur la microstructure de l'alliage 2024-T3 et notamment sur la répartition des dislocations. Les résultats de cette analyse, présentés en annexe C, ont mis en évidence qu'en formage incrémental le nombre de passes du poinçon modifiait la microstructure et en particulier l'organisation des dislocations. L'augmentation du nombre de passes augmente la densité de dislocations qui s'organisent en structures dites "de veines" à l'intérieur des grains. Il est intéressant de noter que ce type d'organisation des dislocations se rencontre généralement dans des métaux déformés en fatigue avec des amplitudes de déformation faibles [LEE 00] [YAG 01]. Le passage répété du poinçon sur une même zone pourrait donc être considéré comme une sollicitation en fatigue de cette zone de la tôle. En effet, dans le cas d'une sollicitation en traction monotone ou en fatigue avec des fortes amplitudes de contrainte, les dislocations auraient tendance à s'organiser préférentiellement en cellules de dislocations à l'origine de la formation de sous-joints de grain.

La mise en relation de la modélisation du comportement de la tôle avec cette étude microstructurale semble être une voie intéressante dans l'optique de la modélisation du procédé de formage incrémental.

Bibliographie

- [YAM 08] M. Yamashita, M. Gotoh, S.Y Atsumi. "Numerical simulation of incremental forming of sheet metal". *Journal of materials processing technology* 199 (2008), pp. 163-172.
- [VAN 07] A. Van Bael, P. Eyckens, S. He, C. Bouffieux, C. Henrard, A.M Habraken, J. Duflou et P. Van Houtte. "Forming Limit Predictions for Single-Point Incremental Sheet Metal Forming". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 309-314.
- [DEJ 07] S. Dejardin, S. Thibaud, J.C Gelin. "Experimental and numerical Investigations in Single Point Incremental Sheet Forming For Micro Parts". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 145-150.
- [BAM 07] M. Bambach, G. Hirt. "Error Analysis in Explicit Element Analysis of Incremental Sheet Forming". CP 908, NUMIFORM 07, Materials Processing and Design, Simulation and Applications (2007), pp. 859-864.
- [OLE 07] V. Oleksik, O. Bologa, G.Racz and R. Breaz. "Numerical Simulations and Experimental Researches for Determining the Forces of Incremental Sheet Forming Process". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), pp. 245-251.
- [BAR 89] F. Barlat, J. Lian "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part 1) : A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions" *Int. J. Plasticity*, 5, (1989), pp. 51-56.
- [DEC 08] N. Decultot, V. Velay, L. Robert, G. Bernhart and E. Massoni. "Behaviour modelling of aluminium alloy sheet for single point incremental forming". *International Journal of Material Forming*, Springer Paris, (2008), pp. 1151-1154.
- [HE 05] S. He, A. Van Bael, P. Van Houtte, Y. Tunckol, J. Duflou, C. Henrard, C. Bouffieux et A.M. Habraken. "Effect of FEM choices in the modelling of incremental forming of aluminium sheets". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [FRA 07] G. Ambrogio, L. Filice, L. Fratini, G. Ingaro, L. Manco. "Measuring of Geometrical Precision of some Parts obtained by Asymmetric Incremental Forming Process after Trimming". CP 908, NUMIFORM 07, Materials Processing and Design, Simulation and Applications (2007), pp. 431-436.
- [WAT 05] K. Watzeels, Y. Tunckol, C. Henrard, J. Gu, J.R. Duflou, A.M. Habraken. "Experimental validation of the Finite Element Simulation of the first Stroke in Single Point Incremental Forming". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005), pp. 703-706.
- [HAD 09] A. Hadoush et A.H. Van den Boogaard. "Substructuring in the implicit simulation of single point incremental sheet forming". *International Journal of Material Forming*, Vol. 2, numéro 3 (2009) pp. 181-189.
- [CER 05] E. Ceretti, A. Attanasio et C. Giardini. "Optimization of sheet incremental forming process by means of FE simulations". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [AMB 04] G. Ambrogio, I.Costantino, L. De Napoli, L. Filice, L. Fratini et M. Muzzupappa. "Influence of some relevant process parameters on the dimensional accuracy in incremental

- forming : a numerical and experimental investigation". *Journal of Materials Processing Technology* 153-154 (2004), pp. 501-507.
- [MUR 05] I. C.-O. Muresan, A. Brosius, W. Homberg et M. Kleiner. "Finite Element Analysis of Incremental Sheet Metal Forming". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [SEB 07] G. Sebastiani, A. Brosius, A. E. Tekkaya, W. Homberg et M. Kleiner. "Decoupled Simulation Method for incremental Sheet Metal Forming". CP 908, NUMIFORM 07, *Materials Processing and Design, Simulation and Applications* (2007), pp. 1501-1506.
- [MAK 06] O. Makarova épouse Incandela. "Définition de protocoles rationnels d'identification de lois de comportement élastoplastiques : Application à la simulation éléments finis d'opérations industrielles d'emboutissage". Thèse de Doct. Université de savoie, labo. SYMME (2006).
- [ABAQUS] ABAQUS Version 6.5 "Analysis User Manual", 6 volumes.
- [PRI 94] A.M. Prior "Application of Implicit and Explicit Finite Element Techniques to Metal Forming". *Proceeding of the 5th International Conference in Metal Forming*, University of Birmingham, 1994.
- [HAR 00] E. T. Harpella, M. J. Worswick, M. Finn, M. Jain et P. Martind "Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminum alloy sheet". *Journal of Materials Processing Technology* 100 (2000), pp. 131-141.
- [CER 06] I. Cerro, E. Maidagan, J. Arana, A. Riveroa et P.P. Rodriguez "Theoretical and experimental analysis of the dieless incremental sheet forming process". *Journal of Materials Processing Technology* 177 (2006), pp. 404-408.
- [ROJ 96] J. Rojek, J. Jovicevic et E. Oñate "Industrial applications of sheet stamping simulation using new finite element models". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 60, Issues 1-4, (1996), pp. 243-247.
- [BAN 06] M. Banu, M. Takamura, T. Hama, O. Naidim, C. Teodosiu et A. Makinouchi "Simulation of springback and wrinkling in stamping of a dual phase steel rail-shaped part". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 173, Issue 2, (2006), pp. 178-184.
- [LIE 02] K.M. Liew, R. Tapabrata, H. Tan, M.J. Tan "Evolutionary Optimisation and Use of Neural Network for Optimum Stamping Process Design for Minimum Springback". *Journal of Computer and Information Science and Engineering*, 2002.
- [HIL 90] R. Hill "Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals." *J. Mech. Phys. Solids* 42 (11), (1990), pp. 405-417.
- [BAR 91] F. Barlat, D.J. Lege, et J.C. Brem "A six-component yield function for anisotropic materials", *International Journal of Plasticity*, vol. 7, (1991), pp. 693-712.
- [LEE 00] W.S. Lee, J.C. Shyu, S.T. Chiou. "Effect of strain rate on impact response and dislocation substructure of 6061-T6 aluminium alloy. *Scripta Mater.* (2000), vol. 42, pp. 51-56.
- [YAG 01] H. Yaguchi, H. Mitani, K. Nagano, T. Fujii, M. Kato. "Fatigue-damage evaluation in aluminium heat-transfer tubes by measuring dislocation cell-wall thickness". *Mater. Sci. Eng. A* (2001), pp. 189-194.

Conclusions générales et Perspectives

Ce travail présente une analyse du comportement de tôles mises en forme par formage incrémental, procédé basé sur le principe du repoussage.

Pour ce faire, un pilote de formage incrémental un point instrumenté d'un capteur d'efforts tri-axes et d'un banc multi-caméras a été développé au sein du Laboratoire. Le banc multi-caméras a permis l'utilisation des techniques de mesures de champs cinématique par stéréocorrélation d'images lors de la mise en forme. Le banc multi-caméras, la corrélation d'images et le capteur de forces tri-axes permettent ainsi d'accéder à de nombreuses données pour chaque essai de formage.

Dans une première partie, des analyses phénoménologiques du procédé de formage incrémental (SPIF) ont ainsi pu être réalisées et ont montré que :

- la tôle subissait lors de sa mise en forme, trois modes de déformations à savoir de l'expansion, de la traction large et de la traction. Une même zone de la tôle peut être soumise successivement à ces trois différentes sollicitations,
- la trajectoire du poinçon influe sur la forme des pièces finales, sur les déformations et les efforts générés. Ainsi, former de l'intérieur vers l'extérieur de la tôle, génère des efforts verticaux légèrement supérieurs mais diminue les déformations de la tôle. Par ailleurs, l'inversion du sens de la trajectoire du poinçon diminue les déformations engendrées mais ne modifie pas les niveaux des efforts. Enfin, une diminution de l'incrément vertical diminue les efforts ainsi que la zone et le niveau de déformation plastique,
- les paramètres procédés (diamètre du poinçon et taille des incréments) doivent être adaptés à la formabilité de la tôle afin d'optimiser l'emboutissabilité de celle-ci, notamment en cherchant à homogénéiser la répartition des déformations sur la tôle.

Dans une deuxième partie, des modèles de comportement élasto-plastique de plusieurs alliages d'aluminium ont été abordés. L'identification des paramètres des lois d'écrouissage et des critères de plasticité constituant ces modèles a été réalisée à partir de deux stratégies différentes :

- la première est basée sur des essais de traction simple effectués dans plusieurs directions de la tôle et sur l'utilisation des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité dans ces différentes directions. Plusieurs critères de plasticité anisotrope (Hill48, Hill90, Hill90 amélioré et Barlat91) ont été étudiés, et il a été montré que pour la plupart, le jeu de paramètres n'était pas unique.
- le deuxième repose sur la méthode FEMU ou méthode de recalage de modèle éléments finis. Sur la base d'une essai de traction sur une éprouvette générant des déformations hétérogènes, les paramètres du critère de Hill48 ont été identifiés. Une forme d'éprouvette générant une grande variété de trajets de déformations et permettant des niveaux de déformations équi-répartis permet une meilleure identification du jeu de paramètres.

La mise en place de la méthode FEMU est plus longue et complexe que l'utilisation d'essais de traction standard pour l'identification d'un modèle de comportement (Hill48) sur un matériau homogène.

La simulation éléments finis d'une trajectoire simple du poinçon a conduit à des résultats

proches de ceux mesurés expérimentalement grâce à l'application de conditions limites expérimentales en déplacement. Le jeu de paramètres du critère Hill48 utilisé ne modifie pas significativement les résultats simulés. De plus, la simulation numérique rend compte de la trajectoire du poinçon sur la forme finale de la pièce simulée.

Suite à cette étude, plusieurs perspectives peuvent être proposées afin d'approfondir d'une part la connaissance et l'optimisation du procédé de formage incrémental, et d'autre part de fiabiliser les stratégies d'identifications des paramètres de modèles et la compréhension de la formabilité.

Ainsi, les moyens d'essais (pilote SPIF, banc multi-caméras) développés pourraient permettre de poursuivre l'analyse de l'influence des paramètres procédés tels que par exemple l'angle de mise en forme critique, les conditions de lubrification, les vitesses de déplacement du poinçon, les conditions de bridage de la tôle.

Par ailleurs, dans le cadre de l'identification de paramètres de modèles élasto-plastiques, il serait nécessaire d'étoffer la base de données expérimentales, notamment en augmentant le nombre d'essais de traction dans les différentes directions et par des essais de traction bi-axiale. De même, il semblerait intéressant d'appliquer la méthode FEMU à l'identification des paramètres des autres critères de plasticité anisotrope proposés dans cette étude.

Il semble également important de poursuivre et d'amplifier la démarche de simulation du procédé et de comparaison aux résultats expérimentaux. En particulier quant à l'importance du critère de plasticité et sur des trajectoires de poinçon plus complexes.

Enfin, il est primordial pour une bonne compréhension de l'amélioration de la formabilité des tôles en formage incrémental de poursuivre la démarche d'observation microstructurale ébauchée à la fin de cette étude. En particulier, il semble important de confirmer le premier résultat obtenu qui tendrait à montrer que le formage incrémental induit des microstructures similaires à celles obtenues par fatigue cyclique à faible amplitude.

Annexes A

Exemple d'une pièce volumique réalisée sur le pilote SPIF

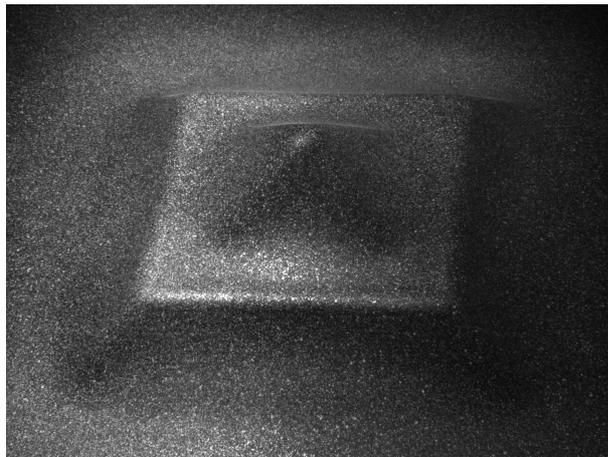


Figure 6.29 – *Forme finale de la pyramide*

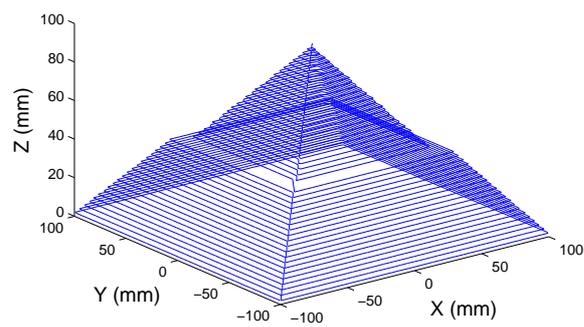


Figure 6.30 – *Coordonnées théoriques de la pyramide*

Annexes B

Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour les alliages 2024-T3 et 5086-H111

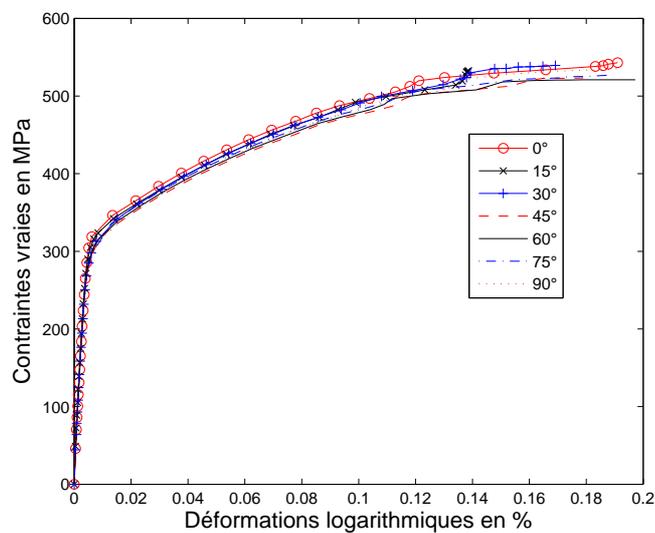


Figure 6.31 – Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'alliage 2024-T3

Différentes caractéristiques mécaniques mesurées à partir de deux séries d'essais pour les alliages 2024-T3 et 5086-H111

direction d'anisotropie	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
E (GPa)	73.5	75.4	72.8	76	72.9	75.3	74.6
E (GPa)	72.6	74.8	71	72.3	71.0	73.0	73.2
R _{p0.2} (MPa)	322	315	311	299	307	296	297
R _{p0.2} (MPa)	328	317	316	298	304	293	296
R _m (MPa)	555	535	542	544	528	536	533
R _m (MPa)	544	541	539	537	523	540	539
A (%)	21.0	20.5	22.3	22.3	20.7	21.3	21.0
A (%)	22.1	21.2	22.0	22.6	21.2	22.2	21.3

Tableau 6.3 – Propriétés mécaniques de l'alliage 2024-T3

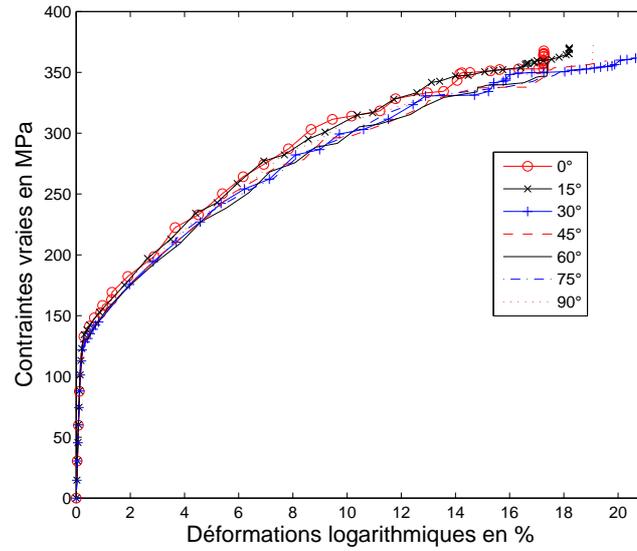


Figure 6.32 – Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'alliage 5086-H111

direction d'anisotropie	0°	15°	30°	45°	60°	75°	90°
E (GPa)	72.1	70.5	71.2	71.5	69.8	70.6	72.5
E (GPa)	68.0	67.5	69.1	70.5	68.1	69.5	71.6
R _{p0.2} (MPa)	132	134	129	132	126	132	135
R _{p0.2} (MPa)	135	135	133	135	129	135	139
R _m (MPa)	364	368	365	363	352	363	372
R _m (MPa)	367	371	360	366	360	370	369
A (%)	24.1	24.2	24.2	24.5	24.6	25.5	23.9
A (%)	24.6	24.9	24.7	25.0	24.3	24.6	24.2

Tableau 6.4 – Propriétés mécaniques de l'alliage 5086-H111

Calcul de l'expression du coefficient d'anisotropie pour le critère de Hill48.

Le tenseur des contraintes dans le repère d'orthotropie s'écrit de la façon suivante dans le cas de contraintes planes :

$$\underline{\sigma}_{1,2} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & 0 \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (6.4)$$

A partir de la loi d'écoulement $\dot{\varepsilon}_{ij}^{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}$, les vitesses de déformations plastiques dans le repère d'orthotropie sont calculées :

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_{11}^{pl} = \dot{\lambda} (G\sigma_{11} - H(\sigma_{22} - \sigma_{11})) \\ \dot{\varepsilon}_{22}^{pl} = \dot{\lambda} (F\sigma_{22} - H(\sigma_{11} - \sigma_{22})) \\ \dot{\varepsilon}_{12}^{pl} = \dot{\lambda} N\sigma_{12} \end{cases} \quad (6.5)$$

Le coefficient d'anisotropie se calcule à partir des vitesses de déformations plastiques dans le repère d'essai (x,y,z) :

$$r_\alpha = \frac{\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl}}{\dot{\varepsilon}_{zz}^{pl}}$$

il est donc nécessaire de calculer les vitesses de déformations plastiques dans le repère d'essai. On a tout d'abord :

$$\dot{\varepsilon}_{zz}^{pl} = \dot{\varepsilon}_{33}^{pl}$$

Grâce au principe d'incompressibilité plastique $\dot{\varepsilon}_{33}^{pl} = -\dot{\varepsilon}_{11}^{pl} - \dot{\varepsilon}_{22}^{pl}$, soit :

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_{zz}^{pl} = -\dot{\lambda} (G\sigma_{11} + F\sigma_{22}) \\ \dot{\varepsilon}_{yy}^{pl} = \dot{\varepsilon}_{ij}^{pl} \cdot \vec{y} \cdot \vec{y} \end{cases} \quad (6.6)$$

De plus, avec $\vec{y} = -\sin \vec{e}_1 + \cos \vec{e}_2$, vecteur de passage entre le repère d'orthotropie et le repère d'essai, on obtient donc :

$$\dot{\varepsilon}_{yy}^{pl} = \sin^2(\alpha)\dot{\lambda} (G\sigma_{11} - H(\sigma_{22} - \sigma_{11})) + \cos^2(\alpha)\dot{\lambda} (F\sigma_{22} + H(\sigma_{22} - \sigma_{11})) + 2\dot{\lambda}N\sigma_{12}\cos(\alpha)\sin(\alpha)$$

En posant $\sigma_{11} = \sigma\cos^2(\alpha)$, $\sigma_{22} = \sigma\sin^2(\alpha)$ et $\sigma_{12} = \sigma\cos(\alpha)\sin(\alpha)$ on obtient :

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_{zz}^{pl} = -\dot{\lambda}\sigma (G\cos^2(\alpha) + F\sin^2(\alpha)) \\ \dot{\varepsilon}_{yy}^{pl} = \dot{\lambda}\sigma (\cos^2(\alpha)\sin^2(\alpha) (G + 4H + F - 2N) - H) \end{cases} \quad (6.7)$$

L'expression de r_α pour le critère de Hill48 s'écrit donc de la façon suivante :

$$r_\alpha = \frac{(G + 4H + F - 2N) \sin(\alpha)^2 \cos(\alpha)^2 - H}{-G \cos(\alpha)^2 - F \sin(\alpha)^2} \quad (6.8)$$

Calcul de l'expression du coefficient d'anisotropie pour le critère de Hill90.

La démarche reprend en partie celle utilisée pour le calcul de r_α dans le cas du critère de Hill48.

$$r_\alpha = \frac{\dot{\varepsilon}_2^{pl}}{-\dot{\varepsilon}_1^{pl} - \dot{\varepsilon}_2^{pl}}$$

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}_1^{pl} = \dot{\lambda}\sigma_\alpha^{m-1} [m + mA^m + m(B\cos(2\alpha) + C\cos^2(2\alpha))] \\ \dot{\varepsilon}_2^{pl} = \dot{\lambda}\sigma_\alpha^{m-1} [m + mA^m - 2C\cos^2(2\alpha)] \\ \dot{\varepsilon}_3^{pl} = -\dot{\varepsilon}_1^{pl} - \dot{\varepsilon}_2^{pl} = -\dot{\lambda}\sigma_\alpha^{m-1} [2m + mB\cos(2\alpha) + (m-2)C\cos^2(2\alpha)] \end{cases} \quad (6.9)$$

Le coefficient d'anisotropie s'écrit de la façon suivante :

$$\begin{aligned} r_\alpha &= \frac{\dot{\varepsilon}_2^{pl}}{\dot{\varepsilon}_3^{pl}} = -\frac{(m + mA^m - 2C\cos^2(2\alpha))}{(2m + mB\cos(2\alpha) + (m-2)C\cos^2(2\alpha))} \\ 1 + 2r_\alpha &= 1 + \frac{(2mA^m - 2m + 4C\cos^2(2\alpha))}{(2m + mB\cos(2\alpha) + (m-2)C\cos^2(2\alpha))} \\ 1 + 2r_\alpha &= \frac{(2mA^m + mB\cos(2\alpha) + (m+2)C\cos^2(2\alpha))}{(2m + mB\cos(2\alpha) + (m-2)C\cos^2(2\alpha))} \end{aligned}$$

On obtient finalement :

$$r_\alpha = \frac{1}{2} \left(\frac{A^m + 0.5B \cos(2\alpha) + \left(\frac{m+2}{2m}\right) C \cos(2\alpha)^2}{1 + 0.5B \cos(2\alpha) + \left(\frac{m-2}{2m}\right) C \cos(2\alpha)^2} - 1 \right) \quad (6.10)$$

Surfaces de charge pour l'alliage Al-Li obtenues à partir des critères de plasticité de Hill48 et Barlat91 pour deux méthodes d'identification différentes

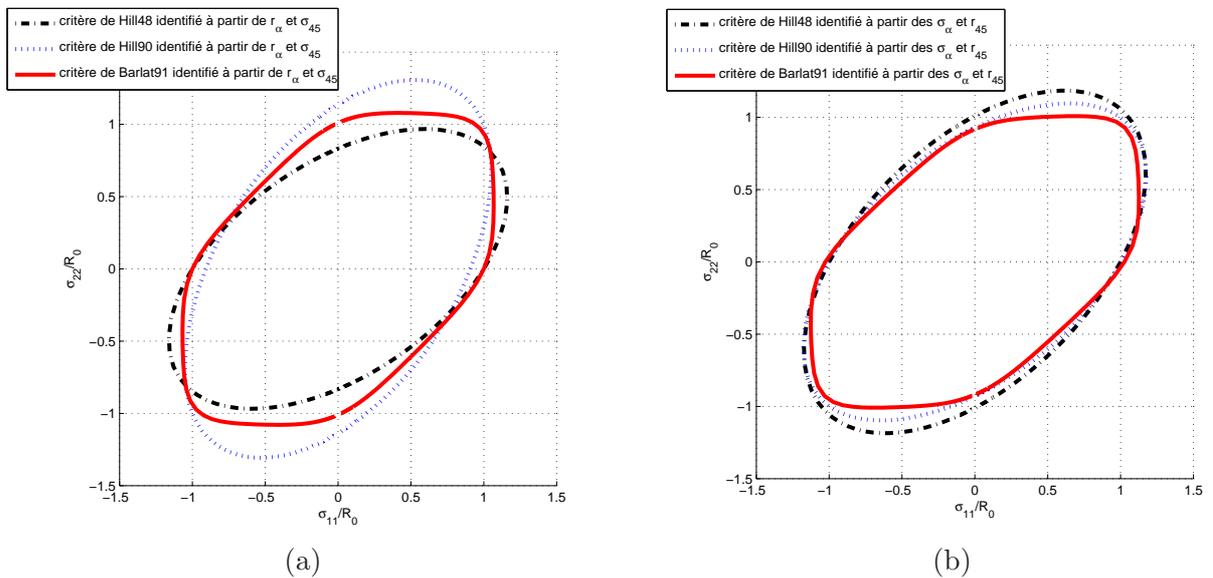


Figure 6.33 – Comparaison des surfaces de charge pour les critères de Hill48 et 90 et Barlat91 identifiés à partir des r_α (a) ou des σ_α (b) pour l'alliage Al-Li pour un cisaillement nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}$)

Annexes C

Analyse de la microstructure de tôle après mise en forme incrémental

Dans le cadre d'un projet Carnot Mines 2008, une étude a été menée en collaboration avec le C.E.M.E.S. à Toulouse afin d'étudier, à l'aide d'un Microscope Electronique à Transmission (MET), l'influence du nombre de passage du poinçon sur la tôle sur la microstructure de l'alliage 2024-T3 et notamment la répartition des dislocations. La pièce, une pyramide à base carrée représentée sur la figure 6.34, est réalisée en formage positif (dont le principe est présenté dans le chapitre 3) de façon à ce que le poinçon passe plusieurs fois au même endroit de la tôle, ce qui est une des spécificités du formage incrémental. Une analyse de la microstructure est réalisée au MET, dont le principe est rappelé dans le chapitre 2, sur différentes zones de la tôle présentées sur la figure 6.34 (c).

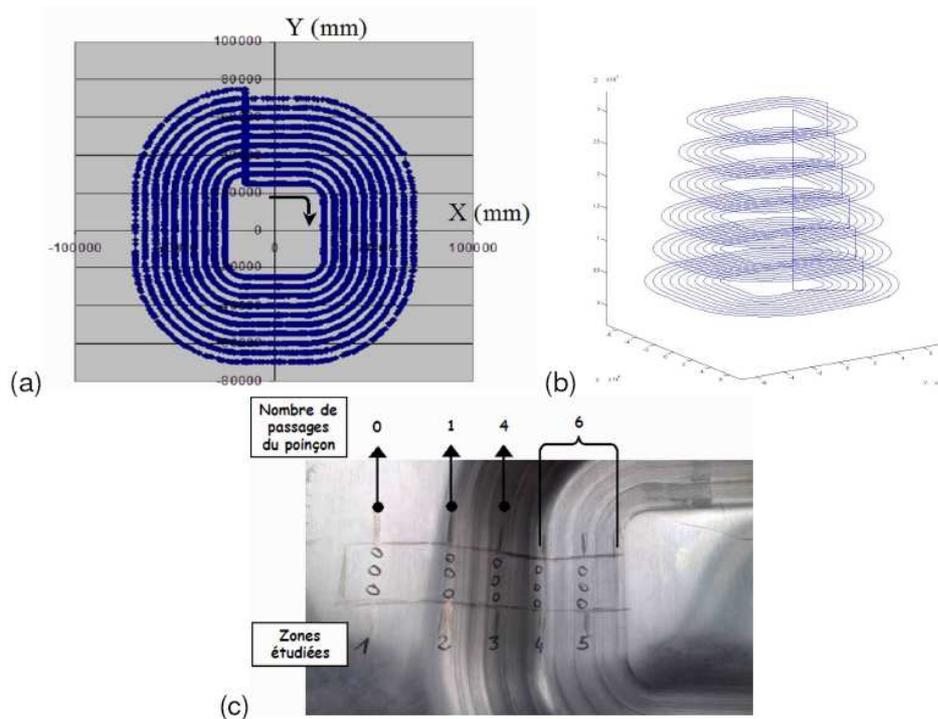


Figure 6.34 – Trajectoire du poinçon dans le plan horizontal (XY) lors de la mise en forme (a). Vue 3D de la trajectoire du poinçon (b). Vue partielle (c) de la tôle après déformation (du côté du contact avec le poinçon) avec l'indication du nombre de passage du poinçon qui définit les zones 2, 3, 4 et 5 étudiées

Pour rappel, l'alliage 2024-T3 est un alliage Al-Cu (4.3% Cu, 1.5% Mg, 0.6% Mn) caractérisé par un durcissement structural, c'est-à-dire par la présence de précipités durcissants répartis de façon homogène dans la matrice. Cette phase durcissante dépend de la quantité de cuivre et du rapport massique cuivre/magnésium ainsi que des paramètres de vieillissement : les agents durcissants pouvant précipiter sont soit Al_2Cu , soit Al_2CuMg , soit les deux.

Les figures 6.35, 6.36 et 6.37 illustrent la microstructure de zones ayant subies le passage du poinçon 1 fois (zone 2 - figure 6.35), 4 fois (zone 3 - figure 6.36 (a)) ou 6 fois (zone 4 - figures 6.36 (b) et (c) et zone 5 - figure 6.37), la zone 4 correspondant à la zone d'apparition de la rupture.

Ces observations à fines échelles mettent en évidence une modification claire de la microstructure et en particulier de l'organisation des dislocations lorsque le nombre de passages du poinçon et donc le niveau de déformation macroscopique augmente : leur densité augmente avec l'apparition de nombreux débris de dislocations (provenant des interactions entre les dislocations). De plus, elles s'enchevêtrent de plus en plus pour former des forêts denses (figures 6.36(c) et 6.37(b)) et des amas de dislocations qui s'organisent en structures dites "de veines" à l'intérieur des grains (figures 6.36(b) et 6.37(a)). Dans les zones 3, 4 et 5, il devient impossible d'imager des dislocations individuelles ainsi que des boucles de dislocations (contournement des précipités par les dislocations). Il est aussi difficile de trouver des conditions d'observation permettant qu'un grain apparaisse sans dislocations. Il est intéressant de noter que ce type d'organisation des dislocations en "structure de veines" se rencontre généralement dans des métaux déformés en fatigue avec des amplitudes de déformation faible [LEE 00] [YAG 01]. Le passage répété du poinçon sur une même zone pourrait donc être considéré comme une sollicitation en fatigue de cette zone de la tôle. En effet, dans le cas d'une sollicitation en traction monotone ou en fatigue avec des fortes amplitudes de contrainte, les dislocations auraient plus tendance à s'organiser en cellules de dislocations (réorganisation de la structure des dislocations) à l'origine de la formation de sous-joints de grain.

Ainsi, afin de mieux appréhender le type de sollicitations complexes subies par la tôle, il serait intéressant par exemple de comparer la microstructure obtenue sur des éprouvettes sollicitées en traction simple, en fatigue et/ou en chargement bi-axial et essayer de le corrélérer avec la microstructure obtenue à différentes zones d'une tôle mise en forme par SPIF.

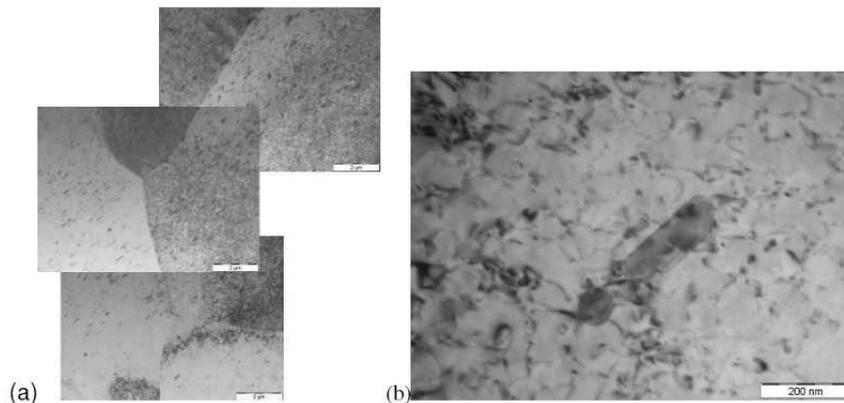


Figure 6.35 – Images MET en champ clair de la zone 2 (a) vue d'ensemble (b) enchevêtrement de dislocations et précipités

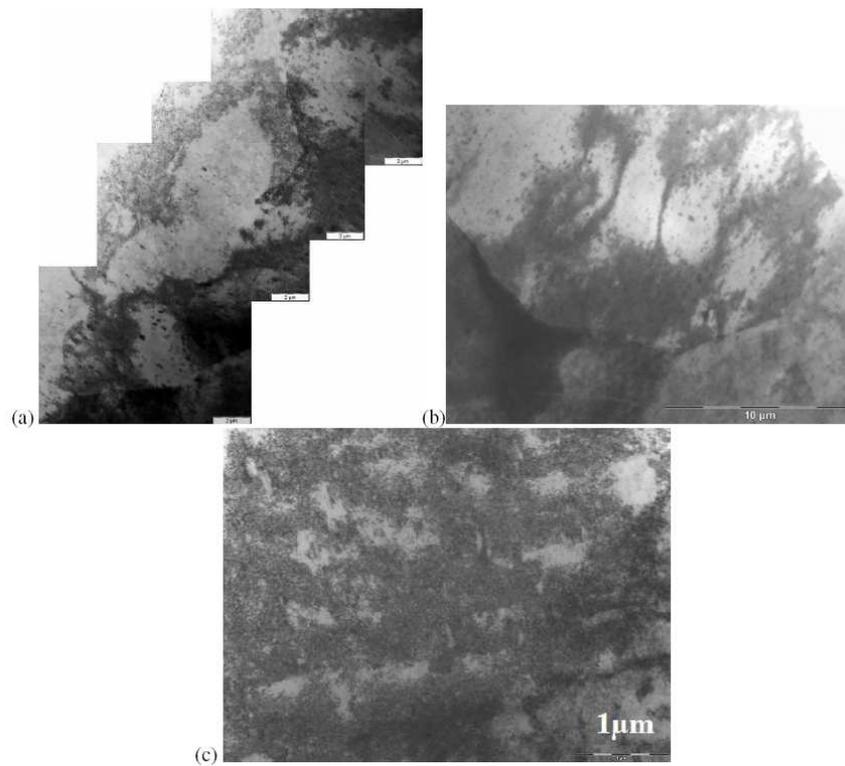


Figure 6.36 – Images MET en champ clair. Vue d'ensemble de la zone 3 (a) et zone 4 (b) : augmentation de la densité de " débris " de dislocations et réarrangement en structure de veines. Forêt de dislocations dans la zone 4 (c)

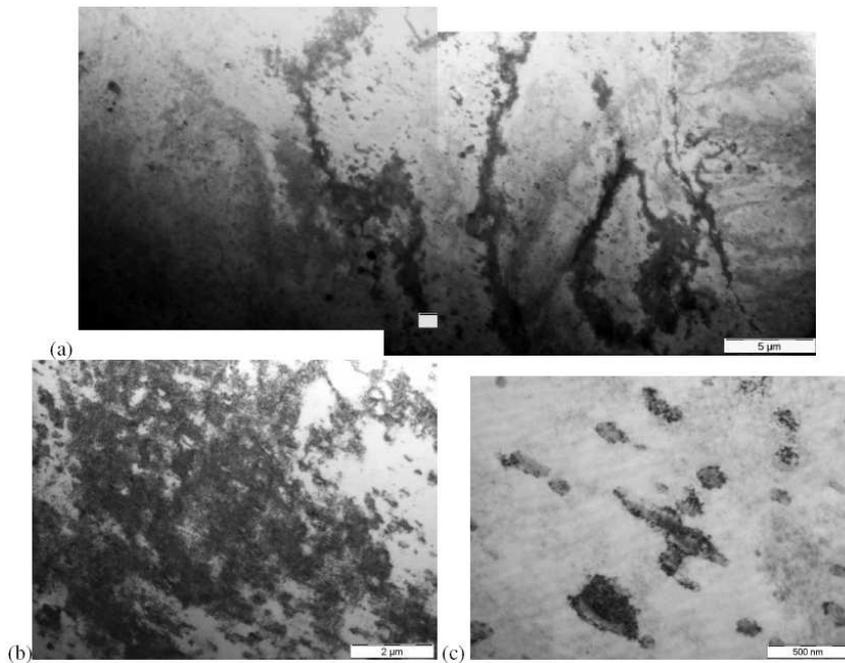


Figure 6.37 – Images MET en champ clair obtenues dans la zone 5. (a) vue d'ensemble mettant en évidence la sous-structure de veines des dislocations, (b) forêt de dislocations et (c) débris de dislocations entourant les précipités

Bibliographie

- [HIL 48] R. Hill "A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals". Proc. Royal Soc. London. Series A, Math. Phys. Sci. 193(1033), (1948), pp. 281-297.
- [HER 54] A.V. Hershey "The Plasticity of an Isotropic Aggregate of Anisotropic Face Centred Cubic Crystals" J. Appl. Mech. Trans. ASME, 21, (1954), pp. 241.
- [KOB 61] S. Kobayashi, I.K. Hall et E.G. Thomsen. "A Theory of Shear Spinning of Cones". Trans. ASME, series B, Journal of Engineering for Industry, vol. 83, (1961) pp. 485-495.
- [KEE 65] Keeler. "Determining of forming limits in automotive stamping." Metals Industries, 1965.
- [STE 65] D. Stewart. "A Platform with Six Degrees of Freedom." UK Institution of Mechanical Engineers Proceedings 1965-66, Vol 180, Pt 1, No 15.
- [LES 67] E. Leszak, Brevet US3342051A1, publié le 1967-09-19. Apparatus and Process for Incremental Dieless Forming.
- [GOO 68] Goodwin. "Application of the strain analysis to sheet metal forming problem in the process shop." La metallurgia Italian n°8, 1968.
- [NAK 68] K. Nakazima, T. Kikuma et T. Hasuka. "Study on the formability of steel sheets." Yawata Technical Report No. 284, 1968, pp. 140-141.
- [LAC 69] Lacombe. "Méthode d'utilisation des grilles susceptibles d'aider l'interprétation des emboutis." Colloque GAMI ISMCN, mai 1969.
- [HOS 72] W.F. Hosford "A Generalized Isotropic Yield Criterion" J. Appl. Mech. Trans. ASME, E39, (1972), pp. 607.
- [MAR 73] Marciniak, Kuczynski et Pokora. "Influence of the plastic properties of a material on the forming limit diagram for sheet metal in tension". Journal of Mecanic Sciences 10, 1973.
- [ARR 81] R. Arrieux. "Contribution à la détermination des courbes limites de formage du titane et de l'aluminium. Proposition d'un critère intrinsèque." Thèse de Doct. Ing. Université de Lyon I et INSA de Lyon (1981).
- [PET 82] W. Peters, W. Ranson. "Digital imaging techniques in experimental stress analysis". Opt. Eng., 21 (3) (1982), pp. 427-431.
- [SUT 83] M. Sutton, W. Wolters, S. McNiell. "Determination of displacements using an improved digital correlation method." Image and Vision Computing (1983), pp. 133-139.
- [COT 84] N. Cottin, H.P. Felgenhauer, H.G. Natke "On the parameter identification of elasto-mechanical systems using input and output residuals" Ing-Arch, 54, (1984) pp. 378-387.
- [LEM 85] J. Lemaître, J.L. Chaboche "Mécanique des matériaux solides". Dunod, Paris, 198.
- [BAR 89] F. Barlat, J. Lian "Plastic behaviour and stretchability of sheet metals (Part 1) : A yield function for orthotropic sheet under plane stress conditions" Int. J. Plasticity, 5, (1989), pp. 51-56.
- [CAB 89] J. Cabrol "Transfert de chaleur. Tome 1 : les principes." Masson, 1989.
- [GRE 89] M. Grédiac "Principe des travaux virtuels et identification" Comptes Rendus de l'Académie des Sciences, vol. 2, n°309, (1989), pp. 1-5.

- [HIL 90] R. Hill "Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals." *J. Mech. Phys. Solids* 42 (11), (1990), pp. 405-417.
- [BAR 91] F. Barlat, D.J. Lege, et J.C. Brem "A six-component yield function for anisotropic materials", *International Journal of Plasticity*, vol. 7, (1991), pp. 693-712.
- [NYA 91] C. Nyahumwa, J. Jeswiet "A friction sensor for sheet metal rolling". *Annals of CIRP*, vol. 40/1/1991, pp. 231-234.
- [REA 91] J. Reagan et E. Smith. "Metal Spinning". Lindsay Publications, Bradley, IL, 1991.
- [DEV 92] R. DEVELAY "Propriétés de l'aluminium et des alliages d'aluminium corroyés". *Techniques de l'ingénieur. Dossier M 440, Traité Matériaux Métalliques*, date de parution : 10 juillet 1992.
- [POW 92] N. Powell et C. Andrew. "Incremental forming of flanged sheet metal components without dedicated dies". *IMECHE part B, J. of Engineering Manufacture*, 1992, vol. 206, pp. 41-47.
- [KAR 93] A.P. Karafillis et M.C. Boyce "A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor." *J. Mech. Phys. Solids* 41, (1993), pp. 1859-1886.
- [NAK 93] T. Nakagawa. "Recent Developments in Auto Body Panel Forming Technology". *Annals of the CIRP*, Vol. 42(2) 1993, pp. 313-317.
- [DAW 94] D. S. Dawicke, M. A. Sutton. "CTOA and crack-tunneling measurements in thin sheet 2024-T3 aluminum alloy". *Experimental Mechanics* (1994), 34(4), pp. 357-368.
- [FRA 94] V. Franke, W. Greska et M. Geiger. "Laminated Tool System for Press Brakes". *Proceedings of 26th International CIRP Seminar on Manufacturing Systems - LANE '94*, Meisenbach, 1994, pp. 883-892.
- [MAT 94] S. Matsubara. "Incremental Backward Bulge Forming of a Sheet Metal with a Hemispherical Tool". *Journal of the JSTP*, vol. 35, (1994), pp. 1311-1316.
- [PRI 94] A.M. Prior "Application of Implicit and Explicit Finite Element Techniques to Metal Forming". *Proceeding of the 5th International Conference in Metal Forming*, University of Birmingham, 1994.
- [FEL 95] E. Felder. "Tribologie de l'emboutissage". *Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles "* mai 1995, B 7530 M 696-9.
- [GOT 95] M. Gotoh, T. Chung, N. Iwata. "Effect of out-of-plane stress on the forming limit strain of sheetmetals." *JSME International Journal Series A* 38 (1), (1995), pp. 123-132.
- [MAR 95] R. Martin. "Formage à la presse". *Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles "* mai 1995, B 7510-4.
- [POM 95] G. Pomey et P. Parnière. "Aptitude à l'emboutissage des tôles minces." *Techniques de l'ingénieur " travail des métaux en feuilles "* mai 1995, B 7530.
- [BLA 96] J. J. Blandin et M. Suery. "Superplasticité". *Techniques de l'ingénieur. Dossier M 613*, date de parution : 07/1996.
- [ROJ 96] J. Rojek, J. Jovicevic et E. Oñate "Industrial applications of sheet stamping simulation using new finite element models". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 60, Issues 1-4, (1996), pp. 243-247.
- [BAR 97] F. Barlat, Y. Maeda, K. Chung, M. Yanagawa "Yield function development for aluminium alloy sheets." *J. Mech. Phys. Solids*. Vol. 45 n°11/12, (1997), pp. 1727-1763.
- [CON 98] A. Constantinescu "On the identification of elastic moduli in plates" *Inverse Problems in Engineering Mechanics*, (1998), pp. 205-214.
- [MEU 98] M.H.H. Meuwissen, C.W.J. Oomens, F.P.T. Baaijens, R. Petterson et J.D. Janssen "Determination of the elasto-plastic properties of aluminium using a mixed numerical-experimental method." *J. Mat. Proc. Tech.* 75(1), (1998) pp.204-211.

- [MUL 98] H. Müller et H. Enzmann. "Potentials of Rapid Prototyping Techniques for the Manufacture of Prototype Sheet Metal Forming Tools". Proc. European Conf. on Rapid Prototyping and Manufacturing, Aachen, 1998, pp. 337-350.
- [GAL 99] K. Galanulis, A. Hofmann. "Determination of Forming Limit Diagrams using an Optical Measurement System". In Proceedings of 7th International Conference on Sheet Metal - SheMet'99, Erlangen, (1999).
- [VAC 99] P. Vacher, S. Dumoulin, F. Morestin, S. Mguil-Touchal. "Bidimensional strain measurement using digital images". Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C (1999) vol. 213, pp. 811-817.
- [ZHA 99] S.H. Zhang. "Developments in hydroforming." Journal of Materials Processing Technology 91 (1999), pp. 236-244.
- [AYO 00] S. Aoyama, H. Amino, Y. Lu, S. Matsubara. "Apparatus for dieless forming plate materials." Europäisches Brevet EP0970764, 2000.
- [BAI 00] J.P. Baïlon, J.M. Dorlot. "Des matériaux, troisième édition". Edité par les Presses internationales polytechnique, (2000), pp. 1-736.
- [DAI 00] K. Dai, Z.R. Wang, Y. Fang. "CNC incremental sheet forming of an axially symmetric specimen and the locus of optimization." Journal of Materials Processing Technology 102 (2000), pp. 164-167.
- [DOU 00] P. Doumalin. "Microextensométrie Locale par Corrélation d'Images Numériques". Thèse de Doctorat de l'école polytechnique (2000).
- [HAR 00] E. T. Harpella, M. J. Worswick, M. Finn, M. Jain et P. Martind "Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminum alloy sheet". Journal of Materials Processing Technology 100 (2000), pp. 131-141.
- [KIM 00] T.J. Kim, D.Y. Yang. "Improvement of formability for the incremental sheet metal forming process". International Journal of Mechanical Sciences 42 (2000), pp. 1271-1286.
- [LEE 00] W.S. Lee, J.C. Shyu, S.T. Chiou. "Effect of strain rate on impact response and dislocation substructure of 6061-T6 aluminium alloy. Scripta Mater. (2000), vol. 42, pp. 51-56.
- [MUL 00] D. H. Müller et H. Müller. "Experiences using Rapid Prototyping Techniques to Manufacture Sheet Metal Forming Tools". Proc. ISATA Conference, Dublin, 2000, pp. 9.
- [GAR 01] D. Garcia. "Mesure de formes et de champs de déplacements tridimensionnels par stéréo-corrélation d'images". Thèse de l'Institut National Polytechnique de Toulouse (France), (2001).
- [JES 01] J. Jeswiet. "Incremental Single Point Forming". Society of Manufacturing Engineers (2001), pp. 1-5.
- [JES 01B] J. Jeswiet, E. Hagan. "Rapid Proto-typing of a Headlight with Sheet Metal". Proceedings of Shemet, (2001), pp. 165-170.
- [LEA 01] D. Leach, A. J. Green et A. N. Bramley. "A new incremental sheet forming process for small batch and prototype parts". 9th International Conference on Sheet Metal, Leuven, (2001) pp. 211-218.
- [SAW 01] T. Sawada, G. Fukuhara, M. Sakamoto. "Deformation mechanism of sheet metal in stretch forming with computer numerical control machine tools." Journal of JSTP 42 (489) (2001), pp. 1067-1069 (en japonais).
- [WAT 01] B. Wattrisse, A. Chrysochoos, J.M. Muracciole, M. Némoz-Gaillard. "Analysis of Strain Localization during Tensile Tests by Digital Image Correlation". Experimental Mechanics, vol. 41, Number 1 (2001), pp. 28-39.
- [YAG 01] H. Yaguchi, H. Mitani, K. Nagano, T. Fujii, M. Kato. "Fatigue-damage evaluation in aluminium heat-transfer tubes by measuring dislocation cell-wall thickness". Mater. Sci. Eng. A (2001), pp. 189-194.

- [AMI 02] H. Amino, Y. Lu, T. Maki, S. Osawa et K. Fukuda. "Dieless NC Forming, Prototype of Automotive Service Parts." Proceedings of the 2nd International Conference on Rapid Prototyping and Manufacturing (ICRPM), Beijing, 2002.
- [COL 02] A. Col. "Emboutissage des tôles, Importance des modes de déformations". Techniques de l'ingénieur. Dossier M 3180, date de parution : 06/2002.
- [FIL 02] L.Filice, L.Fratini, F.Micari. "Analysis of Material Formability in Incremental Forming". Annals of the CIRP, 51, 1, (2002), 199-202.
- [GAR 02] D. Garcia, J.J. Orteu, L. Penazzi. "A combined temporal tracking and stereo-correlation technique for accurate measurement of 3D displacements : application to sheet metal forming". Journal of Materials Processing Technology, (2002) 125-126, pp. 736-742.
- [HIM 02] T. Himmer, A. Techel, S. Nowotny et E. Beyer. "Recent Developments in Metal Laminated Tooling by Multiple Laser Processing". Proc. Internat. User's Conf. on Rapid Prototyping, Rapid Tooling and Rapid Manufacturing, Frankfurt/Main December, 2002, ISBN 3-8167-6227-1, pp. B-5/3.
- [HIR 02] G. Hirt, S. Junk, N. Witulski "Incremental Sheet Forming : Quality Evaluation and Process Simulation". 7th International Conference on Technology of Plasticity,(2002), Yokohama, Japon, papier n°343.
- [HUS 02] C. Husson, N. Bahlouli, S. Mguil-Touchal, S. Ahzi. "Mechanical characterization of thin metal sheets by a digital image correlation method". Journal de Physique IV (2002), 12(11), pp. 393-400.
- [JOR 02] T. H. Jorgensen, N. Moos. "Applications of RP Techniques for Sheet Metal Forming, State-of-the-Art". RAPTIA Thematic Network report, www.raptia.org (2002).
- [KIM 02] Y.H. Kim, J.J Park. "Effect of process parameters on formability in incremental forming of sheet metal". Journal of Materials Processing Technology 130-131 (2002), p 42-46.
- [LIE 02] K.M. Liew, R. Tapabrata, H. Tan, M.J. Tan "Evolutionary Optimisation and Use of Neutral Network for Optimum Stamping Process Design for Minimum Springback". Journal of Computer and Information Science and Engineering, 2002.
- [MAR 02] Z. Marciniak, J.L. Duncan et S.J. Hu. "Mechanics of Sheet Metal Forming". Seconde édition. Butterworth Heineman Publi., Oxford, chapitre 10 (2002).
- [PHI 02] J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade. "Métallurgie : du minerai au matériau 2^{nde} édition". Edité par DUNOD, Paris (2002) , pp. 1-1177.
- [BAM 03] M. Bambach, G. Hirt, S. Junk. "Modelling and experimental evaluation of the incremental CNC sheet metal forming process." In : Proceedings 7th COMPLAS, (2003), Barcelona, Spain, April 7-10.
- [BAN 03] D. Banabic, T. Kuwabara, T. Balan, D.S. Comsa, D. Julean "Non-quadratic yield criterion for orthotropic sheet metals under plane-stress condidtions" Int. J. Mech. Sciences, 45, (2003), pp. 797-811.
- [BAR 03] F. Barlat, J.C. Brem, J.W. Yoon, K. Chung, R.E. Dick, D.J. Lege, F. Pourboghrat, S.H. Choi et E. Chu "Plane stress yield function for aluminium alloy sheets - part 1 : theory." Int. J. Plasticity Vol. 19, (2003), pp. 1297-1319.
- [HAG 03] E. Hagan et J. Jeswiet. "A review of conventional and modern single point sheet metal forming methods". Proceedings of the I MECH E Part B Journal of Engineering Manufacture (2003), vol 217 No B2 pp. 213-225.
- [JAD 03] S. Jadhav, R. Goebel, W. Homberg et M. Kleiner. "Process optimization and control for incremental sheet metal forming". Proceedings of the International Deep Drawing Research Group Conference, IDDRG, Bled, Slovenia, (2003), pp. 165-171.
- [JUN 03] S. Junk, G. Hirt, I. Chouvalova. "Forming Strategies and Tools in Incremental Sheet Forming". Proceedings of the 10th International Conference on Sheet Metal-SHEMET 2003, 14-16 April 2003, Jordanstown, UK, pp. 57-64.

- [JUR 03] B. Jurisevic, K.C. Heiniger, K. Kuzman et M. Junkar. "Incremental sheet metal forming with a high-speed water jet." in : K. Kuzman (Ed.), IDDRG 2003 Conference, 11-14 May 2003, Bled, Slovenia. Conference Proceedings. TECOS, Slovenian Tool and Die Development Centre, Celje, (2003), pp. 139-148.
- [PAR 03] J.J. Park, Y-H. Kim. "Fundamental studies on the incremental sheet metal forming technique." Journal of Materials Processing Technology, (2003), 447-453.
- [WES 03] E. Westkamper, W.Schaaf et T. Schafer. "Roboshaping-Flexible Inkrementelle Blechumformung mit Industrierobotern". Werkstattstechnik online, Jahrgang 93, (2003), H $\frac{1}{2}$.
- [AMB 04] G. Ambrogio, I.Costantino, L. De Napoli, L. Filice, L. Fratini, M. Muzzupappa. "Influence of some relevant process parameters on the dimensional accuracy in incremental forming : a numerical and experimental investigation". Journal of Materials Processing Technology 153-154 (2004), pp. 501-507.
- [BAN 04] D. Banabic, T. Kuwabara, T. Balan, D.S. Comsa "An anisotropic yield criterion for sheet metals" Journal of Materials Processing Technology, 157-158, (2004), pp. 462-465.
- [BIA 04] A. M. Bianchi et al. "Transferts Thermiques" Presses polytechniques et universitaires romandes, 2004.
- [BRO 04] F.Bron "Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique" Thèse de Doctorat de l'école des Mines de Paris (2004).
- [BUI 04] H.D. Bui, A. Constantinescu et H. Maigre "Numerical identification of linear cracks in 2D elastodynamics using the instantaneous reciprocity gap" Inverse Problems in Engineering Mechanics, (2004), pp. 993-1001.
- [CLA 04] D. Claire, F. Hild, S. Roux "A finite element formulation to identify damage fields : the equilibrium gap method" International Journal for Numerical Methods in Engineering, vol. 61, n°2,(2004) pp. 189-208.
- [FRA 04] L. Fratini, G. Ambrogio, R. Di Lorenzo, L. Filice, F. Micari. "Influence of mechanical properties of the sheet material on formability in single point incremental forming". CIRP Annals-Manufacturing Technology, vol 3, issue 1 (2004), p 207-210.
- [GEN 04] C. Genevois. "Genèse des microstructures lors du soudage par friction malaxage d'alliages d'aluminium de la série 2000 et 5000 et comportement mécanique résultant". Thèse de doctorat de l'INP de Grenoble (2004).
- [HIL 04] M. Bornert, F. Hild. "Mesure des champs cinématiques par corrélation d'images numériques". Atelier Photomécanique, 6-12 juillet 2004, Saint étienne.
- [HIR 04] G. Hirt, J. Ames, M. Bambach. R. Kopp. "Forming Strategies and Process Modelling for CNC Incremental Sheet Forming." Annals of the CIRP vol. 53/1 (2004), pp. 203-206.
- [JAR 04] C. Jarboui. "Équipements sous pression - Procédés et technologie du formage." Techniques de l'ingénieur. Dossier BM 6560, date de parution : 01/2004.
- [JES 04] J. Jeswiet et E. Hagan. "Analysis of surface roughness for parts formed by CNC incremental forming". Proc. Instn Mech. Engrs Vol. 218 Part B, J. Engineering Manufacture (2004), p 1307-1312.
- [MIC 04] F. Micari "Single Point Incremental Forming : recent results". Seminar on Incremental Forming, 22 October 2004, Cambridge University.
- [MUR 04] G. Maury. "Aide mémoire : Métallurgie, procédés - alliages - propriétés". Edité par l'usine nouvelle aux éditions DUNOD, (2004), pp. 1-329.
- [SCH 04] T. Schafer et R.D. Schraft. "Incremental sheet forming by industrial robots using a hammering tool". AFPR, Association Francais de Prototypage Rapid, 10th European Forum on Rapid Prototyping, Sept 14, 2004.

- [WON 04] C. Wong, T. A. Dean et J. Lin. "Incremental forming of solid cylindrical components using flow forming principles." *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154, (2004) pp. 60-66.
- [YOS 04] S. Yoshihara, B. Mac Donald, T. Hasegawa, M. Kawahara et H. Yamamoto. "Design improvement of spin forming of magnesium alloy tubes using finite element". *Journal of Materials Processing Technology*, 153-154,(2004) pp. 816-820.
- [ALL 05] J. M. Allwood, N. E. Houghton et K. P. Jackson. "The design of an Incremental Forming machine." 11th Conference on Sheet Metal, Erlangen, (2005) pp. 471-478.
- [BEL 05] S. Belhabib, H. Haddadi, M. Gaspérini, S. Bouvier. "Mesures par corrélation d'images et simulations numériques du champ de déformation au cours d'un essai de traction hétérogène". 17ème Congrès Français de Mécanique Troyes, 29 août - 2 septembre 2005.
- [CER 05] E. Ceretti, A. Attanasio et C. Giardini. "Optimization of sheet incremental forming process by means of FE simulations". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [DUF 05] J. Duflou, B. Lauwers, J. Verbert, Y. Tunckol, H. De Baerdemaeker. "Achievable Accuracy in Single Point Incremental Forming : Case Studies". The 8th ESAFORM (2005), Roumanie.
- [DUF 05C] J. Duflou, A. Szekeres et VanHerck. "Force Measurements for Single Point Incremental Forming : and experimental study". *Journal Advanced Materials Research*, Vols. 6-8, May 2005, pp. 441-448.
- [FIL 05] G. Ambrogio, L. De Napoli, L. Filice, F. Gagliardi, M. Muzzupappa. "Application of Incremental Forming process for high customised medical product manufacturing". *Journal of Materials Processing Technology* 162-163 (2005), pp. 156-162.
- [HAD 05] H. Haddadi, S. Belhabib, M. Gaspérini et P. Vacher "Identification of the Parameters of Swift Law Using Strain Field Measurements." In Proc. 8th European Mechanics of Materials Conference on Material and structural identification from full-field Measurements,(2005) Cachan, France.
- [HE 05] S. He, A. Van Bael, P. Van Houtte, Y. Tunckol, J. Duflou, C. Henrard, C. Bouffieux et A.M. Habraken. "Effect of FEM choices in the modelling of incremental forming of aluminium sheets". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [JES 05] J. Jeswiet, F. Micari, G. Hirt, A. Bramley, J. Duflou et J. Allwood. "Asymmetric Single Point Incremental Forming of Sheet Metal". *Annals of CIRP* 54(1), (2005) pp. 623-650.
- [JES 05B] J. Jeswiet, D. Young. "Forming limit diagrams for single-point incremental forming of aluminium sheet". *Proceedings of the I MECH E Part B Journal of Engineering Manufacture* (2005), pp. 359-364.
- [JES 05C] J. Jeswiet, J. Duflou et A. Szekeres. "Forces in Single Point and Two point Incremental Forming". *Journal Advanced Materials Research*, Vols. 6-8, May 2005, pp. 449-456.
- [KOP 05] J. Kopac, Z. Kampus. "Incremental sheet forming on CNC milling machine-tool." *Journal of Materials Processing Technology* 162-163 (2005), pp. 622-628.
- [MEI 05] H. Meier, O. Dewald et J. Zhang. "Development of a Robot-Based Sheet Metal Forming Process". In : *steel research*, Issue 1/2005, Dusseldorf : Verlag Stahleise.
- [MUR 05] I. C.-O. Muresan, A. Brosius, W. Homberg et M. Kleiner. "Finite Element Analysis of Incremental Sheet Metal Forming". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005).
- [NAZ 05] F. Nazaret. "Caractérisation et modélisation du comportement thermomécanique d'un béton réfractaire renforcé de fibres métalliques". Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, (2005).

- [SMI 05] L.M. Smith, R.C. Averill, J.P. Lucas, T.B. Stoughton, P.H. Matin. "Influence of transverse normal stress on sheet metal formability." *International Journal of Plasticity* 10, (2005), pp. 1567-1583.
- [STR 05] M. Strano "Technological representation of forming limits for negative incremental forming of thin aluminium sheets" *Journal of Manufacturing Processes*, vol. 7, n°2, (2005), pp. 122-129.
- [WAT 05] K. Watzeels, Y. Tunckol, C. Henrard, J. Gu, J.R. Dufloy, A.M. Habraken. "Experimental validation of the Finite Element Simulation of the first Stroke in Single Point Incremental Forming". 8th ESAFORM Conference on Material Forming (2005), pp. 703-706.
- [BAN 06] M. Banu, M. Takamura, T. Hama, O. Naidim, C. Teodosiu et A. Makinouchi "Simulation of springback and wrinkling in stamping of a dual phase steel rail-shaped part". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 173, Issue 2, (2006), pp. 178-184.
- [CER 06] I. Cerro, E. Maidagan, J. Arana, A. Riveroa et P.P. Rodriguez "Theoretical and experimental analysis of the dieless incremental sheet forming process". *Journal of Materials Processing Technology* 177 (2006), pp. 404-408.
- [FRA 06] D. François. "Essais d'aptitude à la mise en forme." *Techniques de l'ingénieur*. Dossier M 4162, date de parution : 03/2006.
- [GIT 06] M. Giton, A.-S. Caro-Bretelle et P. Ienny "Hyperelastic Behaviour Identification by a Forward Problem Resolution : Application to a Tear Test of a Silicone-Rubber." *Journal Strain* 42,(2006) pp. 291-297.
- [LEA 06] A.G. Leacock. "A mathematical description of orthotropy in sheet metals". *J. Mech. Phys. Solids* vol. 54, (2006), pp. 425-444.
- [MAK 06] O. Makarova épouse Incandela. "Définition de protocoles rationnels d'identification de lois de comportement élastoplastiques : Application à la simulation éléments finis d'opérations industrielles d'emboutissage". Thèse de Doct. Université de savoie, labo. SYMME (2006).
- [ROJ 96] J. Rojek, J. Jovicevic et E. Oñate "Industrial applications of sheet stamping simulation using new finite element models". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 60, Issues 1-4, (1996), pp. 243-247.
- [TEK 06] A.E. Tekkaya, J. Allwood. "The Effect of Shear on the formability in uniaxial tension." travaux non publiés. 2006.
- [VAL 06] T. Vallet "Identification de lois de comportement multiaxiales à partir de mesures de champs cinématiques." Rapport de stage de Master Recherche de l'Université Paul Sabatier TOULOUSE III, 2006.
- [VID 06] V. Vidal. "Optimisation des propriétés mécaniques des conducteurs nanofilamentaires Cu/X (X=Nb ou Ta) par l'étude des mécanismes élémentaires de déformation". Thèse de Doctorat de l'Institut National des Sciences Appliquées de Toulouse (2006).
- [AMB 07] G. Ambrogio, L. Filice, L. Manco, F. Micari. "A depth dependant analytical approach to determine material breaking in SPIF". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007). p 331-336.
- [ATT 07] A. Attanasio, E. Ceretti, L. Mazzoni, C. Giardini. "Use of TPIF or SPIF for Prototype Productions : an actual case". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 163-168.
- [BAL 07] P. Balland, S. Dumoulin, C. Mikalsen, R. Arrieux, A. Sergent, S. Barathay, H.J. Roven. "Détermination des courbes limites de formage sur des matériaux nano-structurés". 18ème Congrès Français de Mécanique, Grenoble, 27-31 août 2007, pp. 1-6.

- [BAM 07] M. Bambach, G. Hirt. "Error Analysis in Explicit Element Analysis of Incremental Sheet Forming". CP 908, NUMIFORM 07, Materials Processing and Design, Simulation and Applications (2007), pp. 859-864.
- [BOR 07] M. Bornert, F. Hild, F. Brémand, P. Doumalin, J.C. Dupré, M. Grédiac, S. Mistou, J. Molinard, J.J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher. "Assessment of Digital Image Correlation software packages", soumis à *Experimental Mechanics* (07/2007).
- [COO 07] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme et D. Debruyne. "Elasto-plastic material parameter identification by inverse methods : Calculation of the sensitivity matrix." *International Journal of Solids and Structures* 44 (2007) pp. 4329-4341.
- [DEJ 07] S. Dejardin, S. Thibaud, J.C Gelin. "Experimental and numerical Investigations in Single Point Incremental Sheet Forming For Micro Parts". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), pp. 145-150.
- [EYC 07] P. Eyckens, S. He, A. Van Bael, P. Van Houtte et J. Duflou "Forming limit predictions for the serrated strain paths in single point incremental forming". In : *Proceedings Numiform, Portugal, AIP CP908, 17-21 juin 2007*, pp. 141-146.
- [FRA 07] G. Ambrogio, L. Filice, L. Fratini, G. Ingaro, L. Manco. "Measuring of Geometrical Precision of some Parts obtained by Asymmetric Incremental Forming Process after Trimming". CP 908, NUMIFORM 07, Materials Processing and Design, Simulation and Applications (2007), pp. 431-436.
- [FLO 07] P. Flores, L. Duchêne, C. Bouffieux, T. Lelotte, C. Henrard, N. Pernin, A. Van Bael, S. He, J. Duflou et A.M. Habraken "Model identification and FE simulations : Effect of different yield loci and hardening laws in sheet forming." *International journal of plasticity* 23, (2007), pp. 420-449.
- [HAD 07] H. Haddadi, S. Belhabib. "An attempt to identify Hill's Yield Criterion parameters using strain field measured by DIC Technique". 13th International Conference on Experimental Mechanics (ICEM). Alexandroupolis, Greece, 1-6 July, 2007.
- [HAM 07] M. Ham et J. Jeswiet "Forming limit curves un single point incremental forming". *Annals du CIRP*, vol. 56/1, (2007), pp. 277-280.
- [JAC 07] K.P. Jackson, J.M. Allwood, M. Landert. "Incremental forming of sandwich panels." *Key Engineering Materials* 344, (2007), pp. 591-598.
- [LEC 07] D. Lecompte. "Elastic and elasto-plastic material parameter identification by inverse modeling of static tests using Digital Image Correlation". Thèse de Doctorat de l'école polytechnique de Bruxelles (2007).
- [OLE 07] V. Oleksik, O. Bologa, G.Racz and R. Breaz. "Numerical Simulations and Experimental Researches for Determining the Forces of Incremental Sheet Forming Process". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), pp. 245-251.
- [RAM 07] S. Ramde "Développement d'une méthodologie d'identification d'un modèle de comportement par analyse inverse utilisant les mesures de champs cinématiques." Rapport de stage de Master Recherche de l'Ecole des Mines d'Albi 2007.
- [ROB 07] L. Robert, F. Nazaret, T. Cutard, J.J. Orteu. "Use of 3-D Digital Image Correlation to characterize the Mechanical Behavior of a Fiber Reinforced Refractory Castable". *Experimental Mechanics*, vol. 47, (2007), pp. 761-773.
- [SEB 07] G. Sebastiani, A. Brosius, A. E. Tekkaya, W. Homberg et M. Kleiner. "Decoupled Simulation Method for incremental Sheet Metal Forming". CP 908, NUMIFORM 07, Materials Processing and Design, Simulation and Applications (2007), pp. 1501-1506.
- [VAN 07] A. Van Bael, P. Eyckens, S. He, C. Bouffieux, C. Henrard, A.M Habraken, J. Duflou et P. Van Houtte. "Forming Limit Predictions for Single-Point Incremental Sheet Metal Forming". CP 907, 10th ESAFORM Conference on Material Forming (2007), p 309-314.

- [VEL 07] V. Velay, L. Robert, F. Schmidt, S. Hmida et T. Vallet "Behaviour model identification based on inverse modeling and using Optical Full-field Measurements (OFFM)." Proc. 10th ESAFORM conference,(2007) Zaragoza, Spain.
- [AVR 08] S. Avril, F. Pierron, M.A. Sutton, J. Yan. "Identification of elasto-visco-plastic parameters and characterization of Lüders behavior using digital image correlation and the virtual fields method". *Mechanics of Materials*, vol. 40, Issue 9, (2008), pp. 729-742.
- [AVR 08B] S. Avril, M. Bonnet, A.S. Bretelle, M. Grédiac, F. Hild, P. Ienny, F. Latourte, D. Lemosses, S. Pagano, E. Pagnacco et F. Pierron "Overview of Identification Methods of Mechanical Parameters Based on Full-field Measurements" *Experimental Mechanics* 48,(2008) pp. 381-402.
- [BAN 08] D. Banabic, S. Soare. "On the effect of the normal pressure upon the forming limit strains." In : *Proceedings Numisheet 2008*, Interlaken, Switzerland, September 1-5, (2008), pp. 199-204.
- [COO 08] S. Cooreman, D. Lecompte, H. Sol, J. Vantomme et D. Debruyne "Identification of Mechanical Material Behavior Through Inverse Modeling and DIC." *Experimental Mechanics* 48,(2008) pp. 421-433.
- [CRO 08] L. Crouzeix "Identification de champs de propriétés mécaniques de structures composites à partir de mesures de champs de déplacements" Thèse de Doctorat de l'Université Paul Sabatier, Toulouse (2008).
- [DEC 08] N. Decultot, V. Velay, L. Robert, G. Bernhart and E. Massoni. "Behaviour modelling of aluminium alloy sheet for single point incremental forming". *International Journal of Material Forming*, Springer Paris, (2008), pp. 1151-1154.
- [EYC 08] P. Eyckens, A. Van Bael, P. Van Houtte. "An extended Marciniak-Kuczynski forming limit model to assess the influence of through-thickness shear on formability." In : *Proceedings Numisheet 2008*, Interlaken, Switzerland, September 1-5, pp. 193-198.
- [FOR 08] S. Forest, M. Amestoy, S. Cantournet, G. Damamme, S. Kruch, V. Maurel. *Cours de Mécanique des Milieux Continus de l'Ecole des Mines de Paris*, année 2007-2008, pp. 1-432.
- [GUO 08] F. Guoqiang , L. Gao, G. Hussain et W. Zhaoli. "Electric hot incremental forming : A novel technique". *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48 (2008), pp 1688-1692.
- [HUA 08] Y. Huang, J. Cao, S. Smith, B. Woody, J. Ziegert, M. Li. "Experimental and numerical investigation of forming limits in incremental forming of a conical cup." *Transaction of the North American Manufacturing Research Institution of SME* 38, (2008), pp.389-396.
- [JI 08] Y.H. Ji, J.J. Park. "Formability of magnesium AZ31 sheet in the incremental forming at warm temperature". *Journal of materials processing technology* 201 (2008), pp. 354-358.
- [SAS 08] M. Sasso, M. Callegari et D. Amodio. "Incremental forming : an integrated robotized cell for production and quality control". *Meccanica* (2008) 43 : pp. 153-163.
- [SIL 08] M.B. Silva, M. Skjoedt, P.A.F. Martins, N. Bay. "Revisiting the fundamentals of single point incremental forming by means of membrane analysis." *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 48, (2008), 73-83.
- [YAM 08] M. Yamashita, M. Gotoh, S.Y Atsumi. "Numerical simulation of incremental forming of sheet metal". *Journal of materials processing technology* 199 (2008), pp. 163-172.
- [BOR 09] M. Bornert, F. Brémand, P. Doumalin, J.-C. Dupré, M. Fazzini, M. Grédiac, F. Hild, S. Mistou, J. Molimard, J.-J. Orteu, L. Robert, Y. Surrel, P. Vacher and B. Wattrisse. "Assessment of Digital Image Correlation Measurement Errors : Methodology and Results". Springer Boston, Volume 49, Numéro 3, (2009), pp. 353-370.
- [DEC 09] N. Decultot, L. Robert, V. Velay et S. Ramde "Identification of hardening parameters using finite element method and full-field measurements : some cases study" (2009) soumis au journal *Strain*.

- [EMM 09] W.C. Emmens, A.H. van den Boogaard. "An overview of stabilizing deformation mechanisms in incremental sheet forming." *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 209, Issue 8, 21 April 2009, pp.3688-3695.
- [FRA 09] V. Franzen, L. Kwiatkowski, P.A.F. Martins, A.E. Tekkaya. "Single point incremental forming of PVC". *Journal of materials processing technology* 209 (2009), pp. 462-469.
- [HAD 09] A. Hadoush et A.H. Van den Boogaard. "Substructuring in the implicit simulation of single point incremental sheet forming". *International Journal of Material Forming*, Vol. 2, numéro 3 (2009) pp. 181-189.
- [HUS 09] G. Hussain, L. Gao, N. Hayat et X. Ziran "A new formability indicator in single point incremental forming". *Journal of Materials Processing Technology*, 2027, (2009), pp. 4237-4242.
- [JAC 09] K.P. Jackson, J.M. Allwood. "The mechanics of incremental sheet forming". *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 209, Issue 3, 1 February 2009, pp. 1158-1174.
- [PET 09] A. Petek, B. Jurisevic, K. Kuzman, M. Junkar. "Comparison of alternative approaches of single point incremental forming processes". *Journal of materials processing technology* 209 (2009), pp. 1810-1815.
- [VAS 09] I. Vasilakos, J. Gu, B. Belkassam H. Sol, J. Verbert, J.R. Dufloy. "Investigation of Deformation Phenomena in SPIF Using an In-Process DIC Technique". *Trans Tech Publications*, Switzerland (2009) vol. 410-411 pp. 401-409.
- [Vic3D] Vic-3D software, version 2007, Correlated Solutions, Inc., <http://www.correlatedsolutions.com>
- [Visuol Technologies] Visuol Technologies <http://www.visuol.com/19-19-fr-Asame.html>, site visité le 15.09.09.
- [Gom] Gom-Systèmes de Mesure <http://www.gom.com/FR/systemes.de.mesure/overview.html>, site visité le 15.09.09.
- [ABAQUS] ABAQUS Version 6.5 "Analysis User Manual", 6 volumes.

Table des figures

1.1	Diagramme des déformations rencontrées en mise en forme des tôles [MAR 95]	4
1.2	Principe du procédé d'hydroformage, état initial (a) et état final (b) [ZHA 99]	4
1.3	Principe du procédé de repoussage [JAR 04]	5
1.4	Principe du procédé de cintrage [JAR 04]	5
1.5	Principaux modes de déformation par emboutissage. e_0 : épaisseur du flan à l'état initial, e_f : épaisseur du flan. (a) expansion, (b) rétreint [MAR 95]	6
1.6	Rapport d'emboutissage β en fonction de la force de serre-flan [COL 02]	7
1.7	Les modes de déformations de la tôle [FEL 95]	8
1.8	Différents types de grilles [COL 02]	9
1.9	Schéma de principe de l'essai Swift [ARR 81]	10
1.10	Secteur angulaire d'embouti Swift [ARR 81]	10
1.11	Schéma de principe de l'essai Jovignot [ARR 81]	11
1.12	Schéma de principe de l'essai Fukui [ARR 81]	11
1.13	Exemples de trajectoires de déformations obtenues avec divers essais [POM 95]	12
1.14	Schéma de principe de l'essai Nakazima [ARR 81]	13
1.15	Schéma de principe de l'essai Marciniak [ARR 81]	13
1.16	Exemple d'une courbe limite de formage (acier XES) [COL 02]	13
1.17	Comparaison des étapes de réalisation d'une pièce prototype de tôlerie [JES 05]	15
1.18	Loi sinus [KOB 61]	15
1.19	Description des incréments verticaux et horizontaux [PET 09]	16
1.20	Principaux procédés du formage incrémental asymétrique [BAM 03]	17
1.21	Principe du formage incrémental deux points [MAT 94]	17
1.22	Les différentes étapes du formage incrémental un point pour des trajectoires circulaires [KIM 00]	18
1.23	Machine CNC équipée d'un serre-flan mobile [DUF 05]	18
1.24	Machine de formage incrémental de type Amino [AMI 02]	19
1.25	Machine de SPIF développée par Allwood [ALL 05]	19
1.26	Robot anthropomorphe Smart S4 [SAS 08]	19
1.27	Pièce réalisée en SPIF (a) et TPIF (b) [PAR 03]	20
1.28	Distribution des déformations pour les deux procédés de mise en forme incrémentale [PAR 03]	20
1.29	Principe du mécanisme de cisaillement dans l'épaisseur [EMM 09]	23
1.30	Surface de charge de Von Mises. σ_{11} et σ_{22} sont les contraintes principales dans le plan de la tôle. A=surface de charge standard en mise en forme traditionnelle de tôle ($\sigma_{33} = 0, \tau = 0$); C=effet du cisaillement ($\tau \neq 0$) [EMM 09]	23
1.31	Effets de l'ajout de contraintes de cisaillement sur la formabilité. Ligne du dessous : limite d'élasticité du matériau σ_y ; ligne du dessus : déformation limite normalisée pour l'apparition de la striction ϵ_z . σ_f =contrainte équivalente, τ =contrainte de cisaillement, n=coefficient d'écroutissage. [TEK 06]	24

1.32	Surface de charge de Von Mises. σ_{11} et σ_{22} sont les contraintes principales dans le plan de la tôle. A=surface de charge standard en mise en forme traditionnelle de tôle ($\sigma_{33} = 0, \tau = 0$); B=effets des contraintes de contact ($\sigma_{33} < 0$) [EMM 09] . . .	25
1.33	Représentation des cycles de flexion subit par la tôle	26
1.34	Comparaison des courbes limites de formage obtenues par formage conventionnel et incrémental [FIL 02]	27
1.35	Essai A, étirement uni-axial [FIL 02]	27
1.36	Essai B, chemin du poinçon pour un étirement purement bi-axial [FIL 02]	28
1.37	Fissuration typique provenant d'un test B (vue arrière de la partie emboutie) [FIL 02]	28
1.38	Essai C, chemin du poinçon en spire 3-D [FIL 02]	28
1.39	Fissuration typique provenant d'un essai C [FIL 02]	28
1.40	ε_1 en fonction de Δz [MIC 04]	29
1.41	Diagramme limite de formage pour les cinq formes [JES 05B]	29
1.42	Forme finale de la pièce étudiée [HUS 09]	29
1.43	Représentation du paramètre FLD_0 en fonction de l'exposant d'écroutissage, du pourcentage d'allongement et du coefficient d'écroutissage [HUS 09]	30
1.44	Représentation du paramètre FLD_0 en fonction de la variation de déformation vraie dans l'épaisseur $\Delta\varepsilon$ et de la réduction de section de l'éprouvette ΔS [HUS 09]	30
1.45	Principe de la sphère libre au bout du poinçon [KIM 02]	31
1.46	CLF en fonction de la profondeur de passe Δz pour un diamètre de poinçon de 5 mm [KIM 02]	32
1.47	Diagramme limite de formage pour différents matériaux présentés dans le tableau 1.3 [FRA 04]	33
1.48	Détails du capteur d'efforts de formage incrémental [JES 05C]	33
1.49	Evolution de l'effort vertical en fonction de l'angle de mise en forme [JES 05C]	34
1.50	Influence de l'angle de mise en forme et de la taille du diamètre du poinçon sur les efforts [DUF 05C]	34
1.51	Etat de surface de tôles mises en forme pour quatre valeurs de Δz différents [JES 04]	35
1.52	Rugosité en fonction de la profondeur de passe [JES 04]	36
1.53	Rugosité en fonction de la vitesse de rotation (tour par minute) du poinçon [JES 04]	36
1.54	Influence de l'incrément Δz , de l'angle de mise en forme et la taille du diamètre du poinçon sur la rugosité R_z [JUN 03]	36
1.55	Rapport diamètre du poinçon/épaisseur de la tôle pour chaque essai de formage incrémental [AMB 07]	37
1.56	Cycle de fabrication d'un support de cheville [FIL 05]	38
1.57	Pièce de PVC mise en forme par formage incrémental [FRA 09]	38
1.58	Formage incrémental à chaud : utilisation d'un courant électrique [GUO 08]	39
1.59	Utilisation de deux outils différents : un poinçon rigide et un jet d'eau [PET 09]	39
1.60	Réussite des emboutis en fonction du procédé utilisé, de l'angle de mise en forme et de l'incrément horizontal [PET 09]	40
2.1	Modèle CAO du pilote SPIF	48
2.2	Architecture du système de contrôle/commande	49
2.3	Schéma cinématique du pilote SPIF	49
2.4	Représentation des efforts normaux et tangentiels de la tôle lors de la mise en forme par rapport aux efforts mesurés par le capteur de force	50
2.5	Banc multi-caméras et pilote SPIF	51
2.6	Exemple de paramètres utilisés lors du traitement par Vic-3D [®] [NAZ 05]	53
2.7	Reconstruction 3D - Principe de la triangulation [GAR 01]	54
2.8	Calibrage d'un capteur de stéréo-corrélation avec deux positions de mire [GAR 01]	55
2.9	Principe de la stéréo-corrélation [GAR 01]	55

2.10	Principe de la reconstruction quatre caméras	56
2.11	Objet moucheté fixé au micromètre	60
2.12	Cycles de traitement thermique des alliages d'aluminium [BAI 00]	65
2.13	Morphologie des grains observés au microscope optique selon trois directions	67
2.14	Grains observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1	67
2.15	Images MET mettant en évidence des grains, joints de grain et une forte densité de précipités durcissant (a), des précipités et boucles de dislocations (b)	68
2.16	Images MET en champ clair (a) et en champ sombre (b) mettant en évidence la présence des précipités allongés selon la direction $\langle 100 \rangle$ de la matrice d'aluminium	68
2.17	Grains de l'alliage 5086-H111 observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1 (a) et sur la face 2 (b)	69
2.18	Grains de l'alliage Al-Li observés au microscope optique pour un grossissement de 500 sur la face 1 (a) et sur la face 2 (b)	70
3.1	Evolution de la température de la tôle lors de la mise en forme d'une pièce	78
3.2	Trajectoire du poinçon pour les des essais comparant les vitesses de déplacement du poinçon et l'influence de la lubrification	79
3.3	Principaux procédés de formage incrémental [BAM 03]	82
3.4	Principe du formage négatif	82
3.5	Formation des anneaux en formage positif	83
3.6	Principe du formage positif	83
3.7	Présentation de l'angle de mise en forme	84
3.8	Forme du tronc de cône mis en forme négativement juste avant rupture	84
3.9	Déformations principales d'Hencky (en %) maximales, ε_1 (a) et minimales, ε_2 (b)	85
3.10	Localisation du profil étudié sur les cartographies de déformations principales maximales (a) et minimales (b)	85
3.11	Evolution de la déformation principale maximale le long du profil en formage négatif	86
3.12	Evolution de la déformation principale minimale le long du profil en formage négatif	86
3.13	Localisation des différentes zones caractéristiques de la tôle	87
3.14	Evolution des déformations au cours de la mise en forme négative du tronc de cône	87
3.15	Forme du tronc de cône mise en forme positivement	88
3.16	Déformations principales d'Hencky (en %) maximales, ε_1 (a) et minimales, ε_2 (b)	88
3.17	Evolution de la déformation principale maximale le long du profil en formage positif	89
3.18	Evolution de la déformation principale minimale le long du profil en formage positif	89
3.19	Comparaison pour les deux méthodes de mise en forme de l'évolution des déformations au cours de l'essai	90
3.20	Comparaison des déformations principales maximales en fonction des déformations principales minimales (%) entre le formage positif et négatif	90
3.21	Comparaison des efforts verticaux (a) et horizontaux (b) pour les mises en forme positives et négatives.	91
3.22	Comparaison entre le formage positif et négatif de l'évolution de la force en fonction du déplacement vertical du poinçon	91
3.23	Evolution de l'indice de frottement en fonction du temps	92
3.24	Position des essais sur une tôle	93
3.25	Schéma des deux principes de mise en forme	93
3.26	Présentation des trajectoires de mise en forme des deux troncs de cône	94
3.27	Trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai B	95
3.28	Trajectoire du poinçon lors de la mise en forme de l'essai Bbis	96
3.29	Analyse des efforts générés par la mise en forme de l'essai B	96
3.30	Analyse des efforts générés par la mise en forme de l'essai Bbis	97
3.31	Différentes cartographies de déformations obtenues lors de la mise en forme de l'essai B	98

3.32	Evolution des déformations au cours du temps pour différentes zones de la pièce B	99
3.33	Evolution du déplacement vertical de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B	99
3.34	Forme de l'essai B pour l'image 5 (a) et pour l'image finale (b)	100
3.35	Evolution des déformations principales maximales de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B	100
3.36	Evolution des déformations principales minimales de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B	101
3.37	Evolution des déformations de cisaillement de la tôle le long du profil 0 au cours de la mise en forme de la pièce B	101
3.38	Evolution des coordonnées selon l'axe z de la tôle le long du profil 1 au cours de la mise en forme de la pièce B	102
3.39	Evolution des déformations de la tôle le long du profil 0 sur la pièce B finale après retour élastique	102
3.40	Evolution des déformations principales maximales de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais	103
3.41	Evolution des déformations principales minimales de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais	104
3.42	Evolution des déformations de cisaillement de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais	104
3.43	Evolution des déplacements verticaux de la tôle le long du profil 0 après retour élastique pour 7 essais	105
3.44	Evolution de l'effort vertical en fonction de la hauteur des paliers (mm)	106
3.45	Formes finales des deux pièces obtenues juste avant rupture pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens horaire (a) circulaire alternée (b)	107
3.46	Déformations principales maximales pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens direct (a) circulaire alternée (b). Localisation du profil 2	108
3.47	Déformations principales minimales pour les deux trajectoires du poinçon, circulaire sens direct (a) circulaire alternée (b). Localisation du profil 2	108
3.48	Comparaison des différentes déformations pour les deux trajectoires du poinçon .	109
3.49	Comparaison des courbes limites de formage obtenues par formage conventionnel et incrémental [FIL 02]	109
3.50	Localisation de la rupture sur les pièces formées lors des essais 1 et 2	110
3.51	Forme de la pyramide de l'essai 1 obtenue par une caméra (a) et reconstruit par stéréo-corrélation à partir des deux caméras (b)	111
3.52	Forme de la pyramide de l'essai 2 obtenue par une caméra (a) et reconstruite par stéréo-corrélation à partir des deux caméras (b)	111
3.53	Cartographie des déformations principales maximales (a) et minimales (b) pour l'essai 2. Localisation des zones 1, 2 et 3	112
3.54	Comparaison des différents chemins de déformation pour les essais 2	112
3.55	Comparaison des courbes de formabilité des différents essais 2 réalisés	113
4.1	Machine d'essais électromécaniques de traction INSTRON 5800 (a), et présentation de l'AOI de l'éprouvette (b)	120
4.2	Comparaison des déformations mesurées par Vic-3D et par l'extensomètre dans le domaine élasto-plastique lors d'un essai de traction sur l'alliage 2024-T3	120
4.3	Représentation de l'angle défini par la direction de laminage et la direction de prélèvement des éprouvettes	121
4.4	Contraintes vraies en fonction des déformations logarithmiques mesurées par Vic 3D dans la direction de laminage pour les différents alliages d'aluminium étudiés	122
4.5	Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'Al-Li	123

4.6	Repère de l'essai de traction	124
4.7	Détermination des paramètres d'écroutissage K et n sur l'alliage 2024-T3 dans la direction 0°	127
4.8	Représentation des lois d'écroutissage de Ludwig et de Bron pour l'alliage 2024-T3 dans la direction 0°	129
4.9	Représentation de la loi d'écroutissage de Bron pour les alliages 2024-T3, 5086-H111 et Al-Li dans les directions 0° (a) 45° (b) et 90° (c)	130
4.10	Représentation des lois d'écroutissage de Bron pour l'alliage Al-Li dans les directions 0° (a) 45° (b) et 90° (c)	131
4.11	Surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour l'alliage 2024-T3	134
4.12	Surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour l'alliage Al-Li	135
4.13	Surfaces de charge du critère de Hill90 identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li	137
4.14	Surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li	139
4.15	Evolution de la limite d'élasticité (a) et du coefficient d'anisotropie (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3	139
4.16	Evolution de la limite d'élasticité (a) et du coefficient d'anisotropie (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li	140
4.17	Surfaces de charge calculées pour différents critères de Hill à partir de différentes méthodes pour les alliages 2024-T3 (a) et Al-Li (b) pour un cisaillement nul ($\sigma_{12}=0$)	140
4.18	Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3	145
4.19	Evolution du coefficient d'anisotropie identifié à partir des r_α et de σ_{45} en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li pour différentes valeurs du paramètre m	146
4.20	Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage Al-Li	146
4.21	Surfaces de charge du critère de Barlat91 calculées à partir de différentes méthodes pour les alliages 2024-T3 (a) et Al-Li (b) pour un cisaillement nul ($\sigma_{12}=0$)	147
4.22	Surfaces de charge identifiées à partir des σ_α calculées pour différentes valeurs de cisaillement pour les alliages 2024-T3 et Al-Li	147
4.23	Evolution du coefficient d'anisotropie (a) et de la limite d'élasticité (b) en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3	148
4.24	Comparaison des surfaces de charge pour les critères de Hill48, Hill90 et Barlat91 identifiés à partir des r_α (a) ou des σ_α (b) pour l'alliage 2024-T3 pour un cisaillement nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}$)	148
5.1	Principe de la méthode de recalage de modèle éléments finis (FEMU)	155
5.2	Définition de la zone d'intérêt (AOI) en vert positionnée sur l'éprouvette mouche-tée (taches blanches sur fond noir)	156
5.3	Points expérimentaux corrélés (a) et maillage éléments finis (b)	157
5.4	Définition des frontières et application des conditions aux limites	157
5.5	Principe du déplacement de solide rigide	159
5.6	Géométrie de l'éprouvette Meuwissen et position des marqueurs réfléchissants [MEU 98]	161
5.7	Vecteurs déplacements des marqueurs réfléchissants mesurés pour une contrainte égale à la limite d'élasticité (grossissement de 50) [MEU 98]	161
5.8	Boucle d'optimisation utilisée par Meuwissen [MEU 98]	162
5.9	Carte de sensibilité pour l'éprouvette Meuwissen simulée $\phi(K, n)$ en fonction de K et n à partir de l'image finale	163

5.10	Cartographie des déformations principales maximales mesurées par Vic-3D [®] pour l'éprouvette Meuwissen	165
5.11	Cartographie des champs de déplacements selon l'axe de traction simulée (a) et expérimentale (b) pour l'éprouvette Meuwissen	166
5.12	Niveau de déformations maximales atteintes pour chaque image dans le cas de l'éprouvette Meuwissen, superposé à la courbe de traction simple	166
5.13	Carte de sensibilité de l'éprouvette Meuwissen pour une optimisation à partir de dix images $\phi(K, n)$ en fonction de K et n	168
5.14	Histogramme de répartition des niveaux de déformations principales maximales extraites de l'image finale	169
5.15	Géométries d'éprouvettes définies par Haddadi [HAD 05]	170
5.16	Géométrie de l'éprouvette Haddadi	170
5.17	Cartographie des déformations principales maximales mesurées par Vic-3D [®] pour l'éprouvette Haddadi	170
5.18	Histogramme de répartition des niveaux de déformations extraites de l'image avant striction pour les éprouvettes Meuwissen et Haddadi	171
5.19	Cartographie des champs de déplacements selon l'axe de traction simulée (a) et expérimentale (b) pour l'éprouvette Haddadi (image finale)	171
5.20	Niveaux de déformations maximales atteintes pour chaque image dans le cas de l'éprouvette de type Haddadi	172
5.21	Comparaison de la répartition des déformations générées lors d'essais de traction à partir des éprouvettes Meuwissen et Haddadi	173
5.22	Comparaison de la répartition des déformations générées lors d'essais de traction à partir des éprouvettes Meuwissen, Haddadi et cruciforme	174
5.23	Géométrie de l'éprouvette sollicitée en traction biaxiale	174
5.24	Champs de déformations principales simulés sous ABAQUS pour l'éprouvette cruciforme de traction biaxiale	175
5.25	Carte de sensibilité de l'éprouvette de biexpansion ($\phi(P)$ vs. (K, n))	176
5.26	Evolution du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité en fonction de l'angle α pour l'alliage 2024-T3. Comparaison de trois méthodes d'identification .	179
5.27	Représentations des surfaces de charge du critère de Hill48 identifiées à partir de trois méthodes pour un cisaillement nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}=0$)	179
6.1	Trajectoire du poinçon pour la réalisation de l'essai de référence	184
6.2	Cartographie des déformations principales maximales sur la tôle mise en place du serre-flan	185
6.3	Cartographie 3D des déplacements verticaux (point B)	185
6.4	Localisation de la zone déformée par le poinçon (point C, 2024-T3)	185
6.5	Comparaison de l'évolution des efforts selon les axes Y, X et Z en fonction du déplacement du poinçon pour les alliages 5086-H111 et 2024-T3	186
6.6	Déformations principales maximales, AOI du deuxième banc stéréoscopique et localisation du profil étudié (point C, 5086-H111)	186
6.7	Déformations principales maximales (a) et forme de la tôle (b) après mise en forme le long du profil pour les deux alliages 5086-H111 et 2024-T3	187
6.8	Localisation sur la tôle des essais de formage incrémental réalisés sur le 2024-T3 dans les directions 0° et 90°	188
6.9	Comparaison de l'évolution des efforts en fonction du déplacement du poinçon pour deux essais réalisés sur l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90°	188
6.10	Forme de la tôle (a) et déformations plastiques (b) après mise en forme le long de la coupe pour l'alliage 2024-T3 dans les directions 0° et 90°	189
6.11	Représentation 3D de la forme de la tôle après mise en place du serre-flan	189
6.12	Cartographies des déplacements, U selon l'axe X (a), et V selon l'axe Y (b)	190

6.13	AOI de la zone d'observation du deuxième banc stéréoscopique et délimitation du contour du maillage EF	191
6.14	Superposition du maillage expérimental dense et du maillage du modèle EF (a) et appariement entre les nœuds expérimentaux et EF (b)	191
6.15	Comparaison de la forme finale d'une pièce réelle et simulée [AMB 04]	193
6.16	Maillage éléments finis et localisation de la coupe sur laquelle seront extraits l'ensemble des résultats des calculs	195
6.17	Evolution des efforts lors de la simulation de la mise en forme de l'essai de référence à partir de deux jeux de paramètres du critère différents et dans les directions 0° et 90°	196
6.18	Forme finale de la pièce après mise en forme de la tôle le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon	196
6.19	Déformations plastiques en cisaillement (a) selon l'axe X (b) après mise en forme de la tôle le long de la coupe	197
6.20	Forme finale de la pièce après mise en forme de la tôle le long de la coupe perpendiculaire au déplacement horizontal du poinçon	198
6.21	Comparaison des profils (a) et des déformations principales maximales (b) expérimentaux et simulés après mise en forme de la tôle	198
6.22	Exemple de la trajectoire du poinçon pour deux incréments verticaux	199
6.23	Déplacements du poinçon selon les axes X et Z pour les trois trajectoires de poinçon étudiées : 10 incréments (a), 4 incréments (b) et 1 incréments (c)	199
6.24	Efforts selon les axes X et Z pour les trois trajectoires de poinçon étudiés	200
6.25	Comparaison des efforts générés lors de la mise en forme du dernier palier pour les trois simulations étudiées	200
6.26	Forme finale de la pièce (a) et déformations principales maximales (b) après mise en forme de la tôle (en%) en fonction du nombre d'incrémentes	201
6.27	Cartographies de déformations principales plastiques minimales pour différent nombre d'incrémentes	201
6.28	Cartographies de déformations principales plastiques maximales pour différent nombre d'incrémentes	201
6.29	Forme finale de la pyramide	207
6.30	Coordonnées théoriques de la pyramide	207
6.31	Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'alliage 2024-T3	209
6.32	Courbes contraintes-déformations lors des essais de traction dans sept directions de prélèvement pour l'alliage 5086-H111	210
6.33	Comparaison des surfaces de charge pour les critères de Hill48 et 90 et Barlat91 identifiés à partir des r_α (a) ou des σ_α (b) pour l'alliage Al-Li pour un cisaillement nul ($\frac{\sigma_{12}}{R_0}$)	212
6.34	Trajectoire du poinçon dans le plan horizontal (XY) lors de la mise en forme (a). Vue 3D de la trajectoire du poinçon (b). Vue partielle (c) de la tôle après déformation (du côté du contact avec le poinçon) avec l'indication du nombre de passage du poinçon qui définit les zones 2, 3, 4 et 5 étudiés	213
6.35	Images MET en champ clair de la zone 2 (a) vue d'ensemble (b) enchevêtrement de dislocations et précipités	214
6.36	Images MET en champ clair. Vue d'ensemble de la zone 3 (a) et zone 4 (b) : augmentation de la densité de " débris " de dislocations et réarrangement en structure de veines. Forêt de dislocations dans la zone 4 (c)	215
6.37	Images MET en champ clair obtenues dans la zone 5. (a) vue d'ensemble mettant en évidence la sous-structure de veines des dislocations, (b) forêt de dislocations et (c) débris de dislocations entourant les précipités	215

Liste des tableaux

1.1	Récapitulatif des déformations principales minimales obtenues pour chaque essai [ARR 81]	12
1.2	Formabilité ($\varepsilon_1 + \varepsilon_2$) de tôles d'aluminium en fonction de l'outil utilisé [KIM 02] .	31
1.3	Valeurs des paramètres pour chaque matériau. K : coefficient de résistance plastique ; n et R_n : paramètres d'écrouissage ; A : pourcentage d'allongement à rupture [FRA 04]	32
1.4	Paramètres du procédé de formage incrémental et valeurs moyennes des réponses mesurées [OLE 07]	35
1.5	Erreur de reconstruction pour chaque cas étudié [AMB 04]	37
2.1	Caractéristiques du capteur de forces tri-axes	50
2.2	Comparaison des déplacements imposés par le micromètre et ceux mesurés par Vic-3D [®]	60
2.3	Comparaison des déplacements imposés par le pilote et ceux calculés par la corrélation d'images	60
2.4	Influence de paramètres Vic-3D [®] sur le calcul de champs de déformations homogènes	61
2.5	Influence de paramètres Vic-3D [®] sur le calcul de champs de déformations hétérogènes	62
2.6	Récapitulatifs sur les alliages d'aluminium [BAI 00]	64
3.1	Influence de la vitesse de déplacement horizontal du poinçon sur l'élévation de la température de la tôle et sur l'indice de frottement	79
3.2	Influence de la lubrification sur l'élévation de la température de la tôle	80
3.3	Présentation des caractéristiques de chaque essai	94
3.4	Présentation des caractéristiques de chaque essai et des efforts moyens nécessaires pour former le dernier palier ($z=16$ mm)	105
3.5	Résultats de l'effort vertical et de l'indice de frottement	107
3.6	Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la taille des incréments sur les courbes de formabilité pour l'alliage 2024-T3 et $\phi_p=20$ mm	113
3.7	Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la nuance de l'alliage d'aluminium sur les courbes de formabilité ($\phi_p=20$ mm et $\Delta z=0.5$ mm) . .	114
3.8	Données obtenues pour les deux essais comparant l'influence de la taille du diamètre du poinçon sur les courbes de formabilité (5086-H111 et $\Delta z=0.5$ mm) . . .	114
4.1	Propriétés mécaniques du 2024-T3	122
4.2	Propriétés mécaniques du 5086-H111	122
4.3	Propriétés mécaniques de l'Al-Li	123
4.4	Coefficients d'anisotropie et de Lankford pour les trois matériaux étudiés	125
4.5	Lois d'écrouissage isotrope les plus utilisées	126
4.6	Paramètres identifiés à partir d'essais de traction réalisés dans plusieurs directions de la tôle	127
4.7	Identification des paramètres de la loi de Ludwig pour les trois alliages étudiés .	128

4.8	Paramètres de la loi de Ludwig identifiés à partir de $R_{p0.2}$ ou R_0	128
4.9	Paramètres de la loi de Bron pour les trois alliages d'aluminium étudiés	129
4.10	Paramètres de la loi de Bron identifiés pour l'Al-Li pour chaque direction	131
4.11	Identification des paramètres du critère de Hill48 par deux méthodes différentes pour l'alliage 2024-T3	133
4.12	Identification des paramètres du critère de Hill48 par deux méthodes différentes pour l'alliage Al-Li	133
4.13	Présentation des caractéristiques de chaque essai et des efforts verticaux et horizontaux moyens nécessaires pour former le dernier palier	134
4.14	Identification des paramètres du critère de Hill90 par deux méthodes différentes pour l'alliage 2024-T3	136
4.15	Identification des paramètres du critère de Hill90 par deux méthodes différentes pour l'alliage Al-Li	136
4.16	Identification des paramètres du critère de Hill90 modifié pour l'alliage 2024-T3	138
4.17	Identification des paramètres du critère de Hill90 modifié pour l'alliage Al-Li	138
4.18	Influence de la valeur de m et de la méthode d'identification sur les paramètres du critère de Barlat91 pour l'alliage 2024-T3	144
4.19	Influence de la valeur de m et de la méthode d'identification sur les paramètres du critère de Barlat91 pour l'alliage Al-Li	145
5.1	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen simulée (procédure réalisée à partir d'une image)	164
5.2	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen simulée (procédure réalisée à partir de 10 images)	164
5.3	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen : utilisation de l'image finale uniquement	167
5.4	Influence du nombre des images sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen : jeu initial P_0 ($K=800$ MPa et $n=0.66$)	167
5.5	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Meuwissen pour 10 images	168
5.6	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette Haddadi sur 10 images	172
5.7	Influence du jeu de paramètres optimisé en fonction de la géométrie d'éprouvette	172
5.8	Influence du jeu de paramètres initial sur le calcul de la fonction coût pour l'éprouvette de biexpansion simulée	175
5.9	Comparaison des valeurs des paramètres optimisés pour une valeur de R_0 fixe et libre	177
5.10	Jeu de paramètres du critère de plasticité de Hill48 identifié par la méthode FEMU178	178
5.11	Identification des paramètres du critère de Hill48 par trois méthodes différentes	178
6.1	Influence du coefficient de frottement sur les résultats des simulations numériques	192
6.2	Comparaison entre les valeurs des déformations mesurées et simulées le long du profil formé [WAT 05]	193
6.3	Propriétés mécaniques de l'alliage 2024-T3	209
6.4	Propriétés mécaniques de l'alliage 5086-H111	210