



HAL
open science

Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage

Renaud Grèze

► **To cite this version:**

Renaud Grèze. Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage. Mécanique [physics.med-ph]. Université de Bretagne Sud, 2009. Français. NNT : . tel-00472213

HAL Id: tel-00472213

<https://theses.hal.science/tel-00472213>

Submitted on 9 Apr 2010

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 / UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD

sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne

pour obtenir le titre de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITÉ DE BRETAGNE-SUD

Mention : Sciences Pour l'Ingénieur

Spécialité : Sciences et Génie des Matériaux

École doctorale SICMA

présentée par

Renaud GRÈZE

préparée au LIMATB (EA 4250)

Laboratoire d'Ingénierie des

MATériaux de Bretagne

Étude expérimentale et numérique du retour élastique des alliages d'aluminium après emboutissage

Thèse soutenue le 30 Novembre 2009

devant le jury composé de :

Luis Filipe MENEZES

Professeur des Universités, Université de Coimbra (Portugal), CEMUC / *président*

Éric RAGNEAU

Professeur des Universités, INSA Rennes, LGCGM / *rapporteur*

Laurent TABOUROT

Professeur des Universités, Université de Savoie, LSMM / *rapporteur*

Tudor BALAN

Maître de Conférence HDR, ENSAM Metz, LPMM / *examineur*

Hervé LAURENT

Maître de Conférence, Université de Bretagne-Sud, LIMATB / *co-directeur de thèse*

Pierre-Yves MANACH

Professeur des Universités, Université de Bretagne-Sud, LIMATB / *directeur de thèse*

Remerciements

Ces trois années de thèse (ou était-ce quatre?!) se sont déroulées au sein du Laboratoire d'Ingénierie des MATériaux de Bretagne, sous la houlette de Pierre-Yves Manach et Hervé Laurent. Je tiens à les remercier tous les deux pour leur disponibilité, leur écoute et leurs qualités d'analyse, tant expérimentales que numériques, qui ont débloqué bien des situations.

Je souhaite exprimer ensuite toute ma reconnaissance à Luis P. Menezes, qui m'a fait l'honneur de traverser les frontières pour présider mon Jury, à Éric Ragneau et à Laurent Tabourot, pour avoir consacré de leur temps pour rapporter le présent document, et à Tudor Balan d'avoir accepté d'examiner mes travaux de thèse.

Enfin, je tiens à remercier sincèrement tous les autres. Du simple lecteur aux personnes qui ont pris de leur temps et de leur énergie, pour me remonter le moral ou m'éclaircir les idées, de mon entourage proche à ceux qui n'ont été que de passage, de ceux qui restent à ceux qui sont partis, à tous ceux-là,

MERCI!

Table des matières

Introduction générale	9
1 La mise en forme par emboutissage	13
1.1 Principe de l'emboutissage et applications industrielles	13
1.1.1 Paramètres et contrôle du procédé d'emboutissage	15
1.2 Le retour élastique	22
1.2.1 Principales études du retour élastique	23
1.2.2 Influence des paramètres numériques	31
1.3 Conclusion	33
2 Caractérisation expérimentale des matériaux	35
2.1 Les matériaux étudiés	36
2.1.1 L'alliage d'aluminium Al5754-O	36
2.1.2 L'alliage d'aluminium Al6016-DR130-T4	36
2.2 Caractérisation expérimentale	37
2.2.1 Essais de traction uniaxiale	38
2.2.2 Essais de cisaillement	47
2.3 Essais d'emboutissage et retour élastique	51
2.3.1 Conditions expérimentales	51
2.3.2 Paramètres mesurés au cours du procédé d'emboutissage	54
2.3.3 Influence de l'effort de serre-flan	57
2.3.4 Influence de la vitesse d'emboutissage	58
2.4 Conclusion	60
3 Modélisation du comportement des matériaux	61
3.1 Modèles de comportement	62
3.1.1 Grandes transformations et repère corotationnel	62
3.1.2 Comportement élastique	62
3.1.3 Comportement plastique	63
3.1.4 Représentation de l'écroutissage	64
3.1.5 Critères de plasticité	65
3.2 Identification des paramètres matériaux des modèles de comportement	69
3.2.1 Initialisation des paramètres	70
3.2.2 Identification des paramètres des modèles pour l'Al5754	71
3.2.3 Identification des paramètres des modèles pour l'Al6016	77
3.3 Conclusion	82

4	Simulation du procédé d’emboutissage et prédiction du retour élastique	83
4.1	Choix du type d’élément fini et du nombre d’éléments dans l’épaisseur	84
4.1.1	Les éléments volumiques hexahédriques	84
4.1.2	Flexion élastoplastique d’une poutre (benchmark Numisheet 2002)	85
4.2	Modélisation de l’emboutissage d’un godet cylindrique	94
4.2.1	Mise en donnée	94
4.2.2	Influence du type d’élément fini	97
4.2.3	Détermination de la géométrie du maillage	100
4.3	Influence du mode de découpe des éléments	105
4.4	Influence de la loi de comportement	108
4.4.1	Alliage d’aluminium Al5754	108
4.4.2	Alliage d’aluminium Al6016	117
4.5	Influence de l’évolution du module d’élasticité	121
4.6	Conclusion	125
5	Influence de la température sur le retour élastique	127
5.1	Caractérisation expérimentale et emboutissage à différentes températures	129
5.1.1	Essais mécaniques	129
5.1.2	Essais d’emboutissage	131
5.2	Modélisation numérique	134
5.2.1	Procédé d’emboutissage et retour élastique	136
5.2.2	Répartition des contraintes internes	138
5.3	Conclusion	141
	Conclusions et perspectives	143

Introduction générale

La maîtrise du comportement des matériaux au cours de leur cycle de vie est une nécessité dans le monde industriel actuel. La fabrication de pièces à partir de matériaux toujours plus complexes et présentés sous la forme de tôles de plus en plus minces, impose l'adaptation rapide des dispositifs de mise en forme. Le développement de moyens informatiques permet de limiter le nombre d'études expérimentales et de mise au point de procédés de fabrication, très coûteuses en temps et en argent. Les outils numériques permettent aussi bien de simuler les différents procédés de mise en forme industriels que de comprendre et prévoir les phénomènes qui interviennent au cours de leur mise en oeuvre.

Parmi les matériaux sous forme de tôle, le marché de l'aluminium est de l'ordre de 1 million de tonnes en France (7 millions de tonnes par an au niveau européen) dont 25% sont consommés par la seule industrie automobile. Les alliages d'aluminium sont des matériaux possédant de bonnes propriétés mécaniques et sont de plus en plus utilisés dans le secteur automobile, notamment pour la fabrication des ouvrants. Ils présentent un double avantage. D'une part, grâce à la légèreté de l'aluminium, ils diminuent le poids des véhicules et entraînent donc une diminution de la consommation énergétique. D'autre part, ils augmentent le taux de valorisation et de recyclabilité des véhicules. En effet, la politique actuelle est axée sur l'écologie et la directive 2000/53/CE du Parlement Européen relative aux véhicules hors d'usage [Parlement Européen, 2000], impose maintenant aux constructeurs, depuis le 1er janvier 2006, un taux de recyclabilité de 80% et pour le 1er janvier 2015 au plus tard, un taux minimum de recyclabilité de 85% pour la totalité du parc automobile européen.

Par conséquent, l'aluminium et ses alliages sont appelés à être de plus en plus utilisés. Mais le recours à de tels matériaux engendre pour les industriels de nouveaux obstacles à surmonter. L'acier, employé en majorité depuis de nombreuses années, est très bien connu : sa mise en oeuvre est bien maîtrisée et son comportement est décrit et prévu avec une bonne précision. Le retour élastique est relativement bien connu industriellement pour les aciers. Par contre, le comportement de l'aluminium est moins bien connu et son retour élastique plutôt mal prédit. De plus, du fait de son coût en forte augmentation, les industriels cherchent également à limiter les phases de mise au point pour la production de masse de pièces en aluminium. C'est pourquoi l'étude expérimentale et numérique du procédé de mise en forme et du retour élastique des alliages d'aluminium constitue aujourd'hui un des axes principaux de la recherche dans le secteur automobile.

L'objectif global de ce travail est d'étudier le retour élastique sur une géométrie simple mais faisant intervenir des modes de déformations proches de ceux présents en emboutissage. En effet, à l'heure actuelle, le retour élastique est généralement étudié sur des formes en U, qui

ne sont pas toujours représentatives des procédés de mise en forme industriels. Une démarche numérique visant à décrire le comportement de la tôle au cours du procédé d'emboutissage et permettant la prédiction du retour élastique sera mise en place au cours de ces travaux. Le code éléments finis *Abaqus*[®] est retenu pour cette étude.

Le premier chapitre est consacré à la présentation du procédé de mise en forme de tôles minces par emboutissage. Les phénomènes mécaniques intervenant au cours de ce procédé sont développés, ainsi que les effets de plusieurs paramètres tels que l'effort de serre-flan ou la vitesse d'emboutissage. Une présentation non-exhaustive des principales études menées sur ce sujet est également proposée. Dans une seconde partie, un état de l'art est fait sur les principales études menées sur le retour élastique. Plusieurs essais de référence, tels que des essais de flexion ou de pliage, permettant de mettre en évidence et de comprendre les phénomènes mécaniques qui commandent le retour élastique sont présentés. Deux essais plus représentatifs des conditions réelles d'emboutissage sont enfin étudiés.

Le deuxième chapitre est dédié à la caractérisation mécanique de deux alliages d'aluminium Al5754-O et Al6016-DR130-T4. Ce travail expérimental consiste à étudier le comportement mécanique à température ambiante des matériaux étudiés à partir d'essais de traction et de cisaillement monotones pour différentes orientations par rapport à la direction de laminage (DL). Des essais de cisaillement cycliques ont également été réalisés dans la DL. L'influence de la vitesse de déformation est également testée pour chaque matériau. Des essais de traction avec charge/décharge dans la DL ont été faits pour chaque alliage afin d'identifier une loi d'évolution du module d'élasticité apparent en fonction de la déformation plastique. La seconde partie de ce chapitre est consacrée à la mise en forme par emboutissage de godets cylindriques. Ceux-ci sont ensuite découpés dans le but de favoriser et de mettre en évidence le retour élastique, en suivant la procédure expérimentale mise en place par Demeri [Demeri et al., 2000]. Les évolutions de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon et de l'épaisseur dans la hauteur du godet servent de base de données pour la partie mise en forme. En ce qui concerne l'évaluation du retour élastique, la mesure en ligne droite de la distance entre les deux extrémités de l'anneau ouvert est utilisée. L'influence de l'effort de serre-flan et de la vitesse d'emboutissage sur le retour élastique est finalement étudiée dans le cas de l'alliage d'aluminium Al6016-DR130-T4.

Dans le troisième chapitre, la modélisation du comportement à température ambiante des deux matériaux est abordée. Deux modèles de comportement sont étudiés et présentés. Il s'agit d'un modèle à écrouissage isotrope de type Hockett-Sherby et d'un modèle à écrouissage mixte, associant un écrouissage isotrope et un écrouissage cinématique de type Prager avec une composante non-linéaire de type Armstrong-Frederik. Trois critères de plasticité sont testés : von Mises, Hill48 et Barlat91. L'identification des paramètres matériaux relatifs à ces modèles est réalisée à partir des essais de traction uniaxiale et de cisaillement monotone et cyclique, présentés dans le chapitre 2. L'identification est réalisée avec le code d'optimisation *SiDoLo*.

La première partie du chapitre 4 est consacrée à l'étude d'un cas de flexion simple en petites déformations pour l'Al5754-O, afin de déterminer le nombre d'éléments nécessaires dans l'épaisseur de la tôle et d'orienter le choix des éléments finis à utiliser. Ensuite, la modélisation de l'ensemble du procédé d'emboutissage est abordée. Ainsi, le choix définitif du type d'élément fini est présenté, de même que celui de la forme du maillage et du procédé de découpe numérique.

Les différents modèles présentés au chapitre 3 sont alors testés sur la modélisation du procédé d'emboutissage et la prédiction du retour élastique pour les deux matériaux. Une étude de l'évolution de la contrainte tangentielle dans l'épaisseur du godet est réalisée pour les différents modèles de comportement étudiés et un parallèle est fait entre l'état de contrainte du matériau et le retour élastique qu'il subit après découpe. L'évolution du module d'élasticité apparent est finalement pris en compte dans les modèles de comportement et son influence sur le procédé d'emboutissage et le retour élastique est proposée pour l'alliage d'aluminium Al6016-DR130-T4.

Dans le dernier chapitre, l'influence de la température sur le procédé de mise en forme et le retour élastique est étudiée dans le cas de l'Al5754-O. Grâce à un dispositif expérimental adapté, des essais de traction uniaxiale suivant plusieurs orientations par rapport à la DL ont permis de caractériser le matériau en température et des essais d'emboutissage avec retour élastique ont été réalisés pour des températures comprises entre 25°C et 200°C. Une première approche de la modélisation thermomécanique du procédé est présentée. Le modèle de comportement choisi est un modèle à écrouissage isotrope avec le critère de von Mises, et un couplage thermomécanique. Le chauffage des outils n'est pas pris en compte dans cette étude. Les résultats sur la prédiction du retour élastique sont présentés et comparés aux valeurs expérimentales. Une étude de l'évolution de la contrainte tangentielle est également proposée en fonction de la température.

Chapitre 1

La mise en forme par emboutissage

Le procédé de mise en forme par emboutissage des tôles métalliques dans sa forme actuelle est connu depuis la fin du XIX^e siècle. Il a connu de nombreuses améliorations et représente aujourd'hui l'un des procédés de mise en forme les plus répandus dans le monde industriel. Ce procédé permet de fabriquer avec des cadences élevées des pièces métalliques de forme plus ou moins complexes. L'apparition de nouveaux matériaux et l'amélioration incessante de leurs propriétés mécaniques au cours de la seconde moitié du XX^e siècle ont conduit à de nombreuses recherches dans le domaine de la mise en forme.

Malgré les immenses progrès réalisés dans la mise en forme de pièces de géométries de plus en plus élaborées, dans des matériaux toujours plus évolués, un phénomène mécanique parasite reste mal maîtrisé. Il s'agit du retour élastique qui apparaît à la fin du processus de mise en forme. Il provoque une déformation supplémentaire, non désirée, de la pièce qui peut la rendre inexploitable. Cette maîtrise du retour élastique constitue aujourd'hui l'un des axes principaux de recherche dans le domaine de la mise en forme par emboutissage.

Le présent chapitre a pour but de présenter certains aspects liés au procédé d'emboutissage, les paramètres influant et les phénomènes mis en jeu au cours de la mise en forme. Dans un second temps, les principales études menées sur la caractérisation du retour élastique sont exposées. Enfin, une présentation de paramètres numériques jouant un rôle important dans la prédiction du retour élastique est réalisée.

1.1 Principe de l'emboutissage et applications industrielles

Le procédé de mise en forme par emboutissage doit son origine à l'anglais Alexander Parkes (1813-1890) qui réussit en 1859 le premier emboutissage d'un godet en acier, avec la collaboration de Sir Henry Bessemer. Il s'agit d'un procédé de mise en forme des métaux, à partir d'une tôle mince, plane, prédécoupée, appelée flan. Ce procédé permet d'obtenir des pièces de formes complexes non développables, contrairement à des opérations plus simples telles que le pliage, le roulage ou le profilage à froid. De nos jours, l'emboutissage est un procédé de mise en forme très répandu pour la fabrication des pièces de carrosserie automobile, des ustensiles de cuisine, des pièces mécaniques, etc.

Outre la forme des outils, qui dépend de la complexité de la pièce à obtenir, de nombreux paramètres conditionnent la réussite d'une opération d'emboutissage, tels que les réglages du dispositif (vitesse d'emboutissage ou lubrification par exemple), sans oublier les qualités intrinsèques de la tôle ainsi que sa formabilité.

Le principe de l'emboutissage est basé sur la déformation plastique (allongement ou rétreint) d'un flan plan pour obtenir la forme désirée. Le flan est préalablement découpé dans une tôle laminée de faible épaisseur (une fraction de millimètre à quelques millimètres). L'emboutissage nécessite l'emploi de presses à emboutir, munies d'un dispositif constitué principalement de trois outils : une matrice, en creux, donnant la forme extérieure de la pièce, un poinçon, en relief, donnant la forme intérieure, et un serre-flan, qui s'applique sur le pourtour du flan et dont l'objectif est de réduire les effets de plissement.

Le procédé d'emboutissage peut comporter une ou plusieurs étapes successives durant lesquelles le flan ou la pièce précédemment formée, est plaqué contre la matrice par le serre-flan, avec une certaine force, puis mis en forme par avancée du poinçon. Ces principales phases sont représentées sur la figure 1.1.

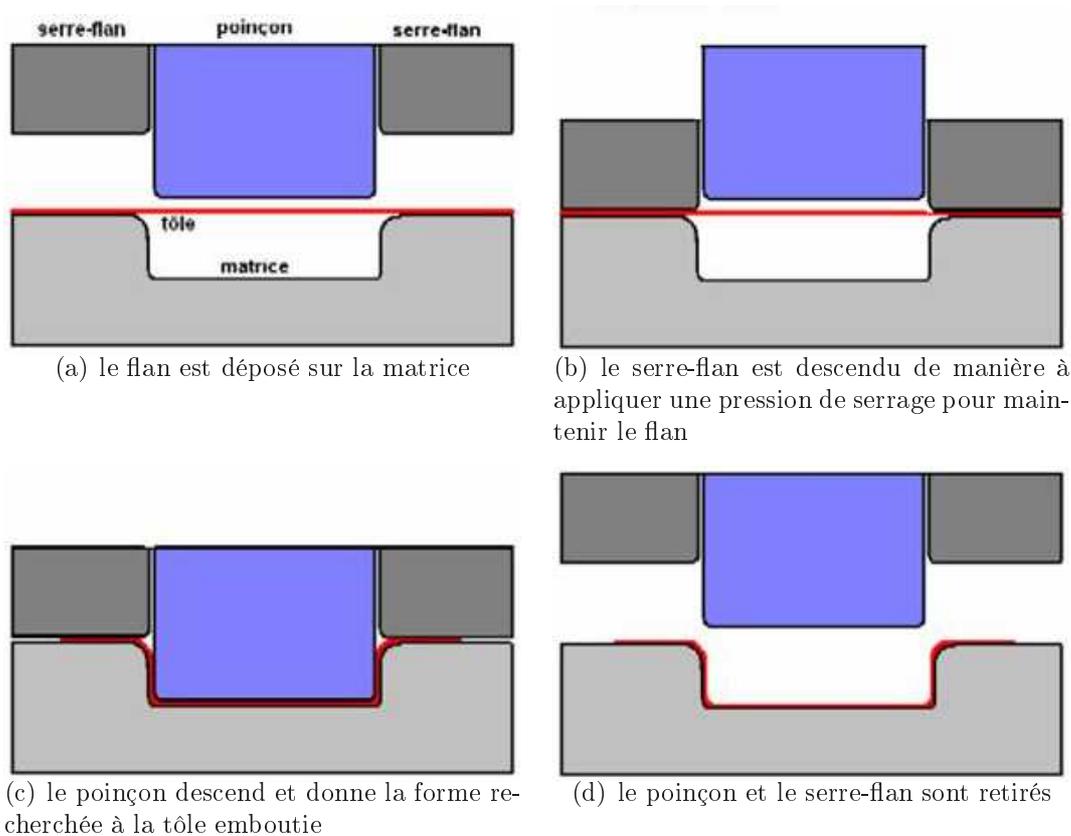


FIG. 1.1 – Principales phases du procédé d'emboutissage.

Une autre étape est souvent ajoutée : il s'agit du "détourage" de la pièce qui est destinée à éliminer les parties devenues inutiles. Ces parties sont en général les chutes encore prises entre le serre-flan et la matrice à la fin de la phase d'emboutissage.

La fabrication de pièces par emboutissage représente un secteur important de l'industrie avec des enjeux de plus en plus grands compte tenu du climat actuel de très vive concurrence. Le secteur automobile, auquel il sera fait maintes fois référence à titre illustratif, constitue un des exemples les plus marquants du caractère primordial que revêt l'emboutissage dans le monde industriel (figure 1.2). Les délais de conception et de réalisation d'un nouveau modèle dépendent principalement du temps nécessaire pour la mise au point des opérations d'emboutissage. La

maîtrise par les constructeurs automobiles des problèmes liés à l'emboutissage est donc un facteur essentiel de productivité.

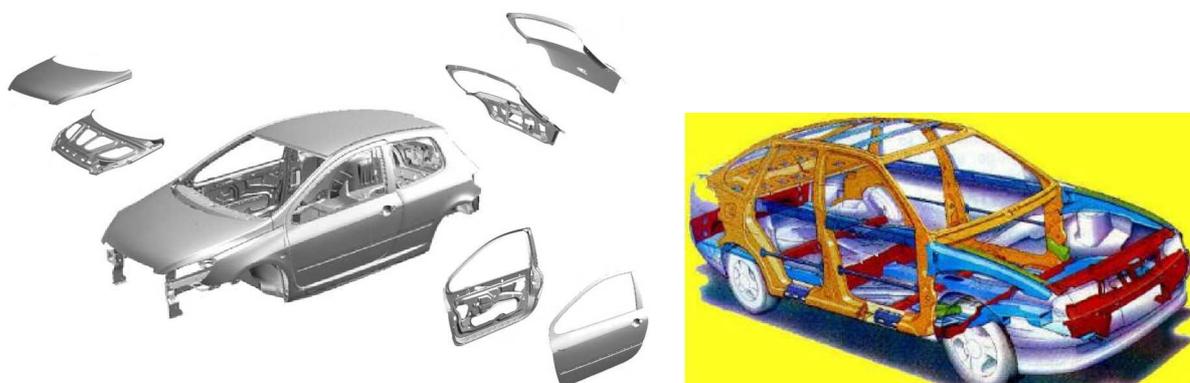


FIG. 1.2 – Exemples de pièces de carrosserie automobile réalisées par emboutissage [Lange, 2007].

1.1.1 Paramètres et contrôle du procédé d'emboutissage

Dû à la conservation du volume de matière, les zones étirées subissent un amincissement et les zones en compression tangentielle ou zone en rétreint subissent à la fois un épaissement et un plissement du matériau. L'effet d'amincissement doit être limité pour éviter la rupture au cours de l'emboutissage ; le plissement de la tôle, indésirable mais impossible à éliminer complètement, doit être réduit au maximum ou provoqué dans des parties de tôle destinées à être détournées (éliminées) lors du processus de fabrication. D'une manière générale, le non-respect des tolérances dimensionnelles doit être éliminé [Felder, 1994]. Si la partie utile de la pièce ne doit comporter aucun défaut marqué en volume, il en va de même en surface : rayures, grippures, pertes de revêtement pour les tôles revêtues, etc. Or les interactions superficielles de la tôle avec les outils ont une influence sur la qualité de la pièce formée et par conséquent, la maîtrise de l'opération d'emboutissage nécessite une connaissance au moins qualitative de l'effet de chacun des paramètres opératoires sur le procédé de mise en forme.

Selon la profondeur ou la forme de la pièce produite, plusieurs passes dans des outils différents sont nécessaires. Afin de prévenir toute déchirure de la tôle emboutie, l'entrée de la matrice doit être arrondie. De plus, aucun angle vif ne doit être présent et un parfait état de surface est essentiel pour optimiser les zones de rétreint. Tout ceci implique une mise au point des outils très précise et très coûteuse.

Durant de nombreuses années, la mise au point des outils se faisait principalement de manière empirique sur des presses par des ouvriers très spécialisés. L'augmentation de la vitesse de rotation du personnel et la diminution des effectifs entraînent une perte du savoir-faire qui handicape sévèrement cette approche empirique traditionnelle, à une époque où les cadences de production s'accroissent et les types de produits sont en perpétuelle évolution. Depuis une vingtaine d'années, le recours à la simulation numérique est couramment utilisé afin de raccourcir cette phase longue, difficile et honoreuse de mise au point.

Pour mieux comprendre les difficultés de mise au point des outils, il convient de présenter les efforts mis en jeu ainsi que les différents paramètres et leurs influences sur le procédé d'emboutissage.

Forces mises en jeu

La description des efforts mis en jeu au cours de l'emboutissage n'est pas simple et il n'existe malheureusement pas de loi analytique précise permettant de les prévoir. Dès lors, le recours à des formules approchées ou à des calculs par intégration ou par éléments finis est nécessaire.

Pour expliquer les efforts mis en jeu au cours de l'emboutissage, on considère le cas d'une pièce de forme simple : un godet cylindrique embouti en rétreint. Ce cas nous intéresse particulièrement car il correspond à celui utilisé dans l'étude expérimentale. La tôle emboutie est préalablement serrée entre la matrice et le serre-flan. Au cours de la mise en forme, différentes zones se distinguent dans le godet et différentes forces interviennent dans chacune d'elles. La figure 1.3 présente les différents efforts mis en jeu au cours de l'emboutissage.

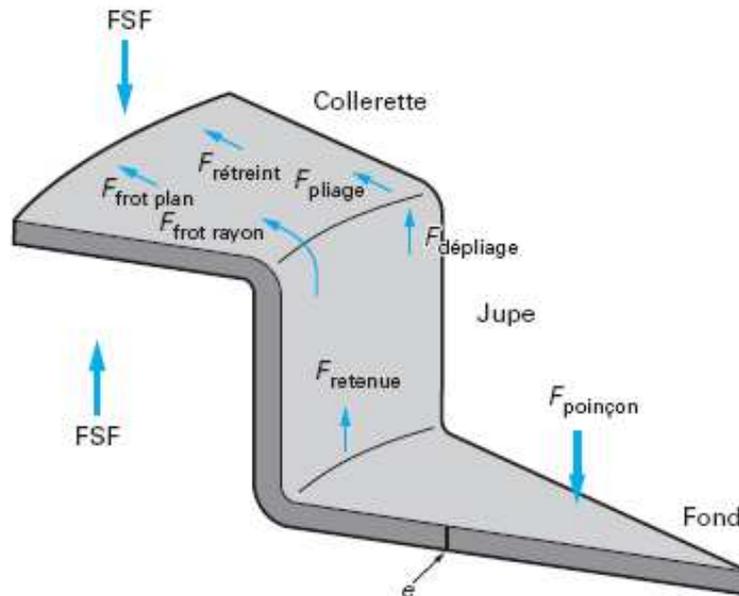


FIG. 1.3 – Forces engendrées lors de la mise en forme par emboutissage d'un godet cylindrique [Col, 2002].

Le fond du godet est la partie de la pièce sur laquelle s'exerce l'effort de poinçon. Cette zone ne subit que très peu de déformation.

La collerette est la zone prise entre le serre-flan et la matrice. Dans cette partie de la pièce, le métal doit converger dans la matrice, ce qui implique une forte plastification. Entre la matrice et le serre-flan se produit un phénomène de rétreint ; en effet, la tôle, avalée à l'intérieur de la matrice, doit réduire son rayon sous l'effet des contraintes de compression circonférentielles. Tout en s'allongeant, elle s'épaissit pour compenser la réduction de "largeur" engendrée. La force de rétreint $F_{rétreint}$ est proportionnelle à l'épaisseur du flan et dépend de la loi d'écrouissage et du coefficient d'anisotropie du matériau. Le serre-flan est appuyé directement sur la tôle avec un effort contrôlé FSF , dans le but d'éviter le plissement du métal. La force résistante $F_{frot\ plan}$ qui découle du frottement de la tôle entre les outils, est directement proportionnelle à l'effort

de serre-flan FSF et au coefficient de frottement tôle-outils μ suivant l'équation :

$$F_{frot\ plan} = FSF \times \mu \times 2 \quad (1.1)$$

Au niveau du rayon de la matrice, où le contact entre la tôle et le serre-flan disparaît, le métal subit une force de pliage $F_{pliage-dépliage}$, en se courbant autour du rayon de la matrice puis en se redressant à l'entrée de la partie cylindrique du godet. Une approximation de la contrainte de pliage-dépliage $\sigma_{pliage-dépliage}$ est donnée par :

$$\sigma_{pliage-dépliage} = \frac{\sigma_0 e}{4r_m} \quad (1.2)$$

avec σ_0 la limite d'élasticité du matériau pénétrant le rayon de la matrice r_m et e l'épaisseur de la tôle. Cette force est en général assez faible par rapport aux autres forces mises en jeu. Elle n'est cependant pas négligeable puisque sur une pièce complexe, une augmentation du rayon de la matrice peut éviter la rupture du flan, au risque d'augmenter le plissement.

Une force de frottement $F_{frot\ rayon}$ au niveau du rayon de la matrice dépend des forces précédemment évoquées. Elle est représentée par une fonction exponentielle du coefficient de frottement [Col, 2002]. Ce facteur ne peut être négligé lors de la conception puisque actuellement, l'introduction de nouveaux matériaux et revêtements provoque de nombreux problèmes liés au coefficient de frottement. Une expression de cette force est donnée par :

$$F_{frot\ rayon} = (F_{rétreint} + F_{frot\ plan} + F_{pliage-dépliage}) \exp(\mu\theta) \quad (1.3)$$

où θ est l'angle du rayon de la matrice et vaut en général $\pi/2$.

La troisième zone à considérer dans le godet est le mur de l'embouti. Son rôle est de transmettre l'effort entre le fond du godet et la collerette. Là s'applique la somme $F_{retenue}$ de toutes les forces citées précédemment. Cette force doit être contrebalancée par une force motrice au moins égale pour que l'emboutissage ait lieu. Cette force motrice est donnée par le poinçon et s'applique sur le fond du godet.

Le mur de l'embouti peut donc être assimilé à un tube en traction. Lorsque $F_{retenue}$ dépasse la capacité de charge du godet, celui-ci casse. Le lieu de rupture normal se trouve au niveau du raccordement du mur et du rayon du poinçon. Il s'agit de la zone B, la plus amincie de toute la pièce emboutie, comme le montrent les figures 1.4 et 1.5.

Influence des paramètres opératoires

Pour emboutir une tôle métallique, différents paramètres peuvent influencer sur la réussite de sa mise en forme : l'effort de serre-flan, la vitesse d'emboutissage, le coefficient de frottement entre la tôle et les outils et la géométrie des outils. La géométrie initiale de la tôle peut jouer un rôle important, mais celle-ci est liée à la géométrie finale souhaitée et reste moins prépondérante que les autres paramètres évoqués.

L'effort de serre-flan permet le maintien de la tôle sur la matrice tout au long de sa mise en forme. Son rôle principal reste néanmoins d'éviter le plissement du métal au cours de

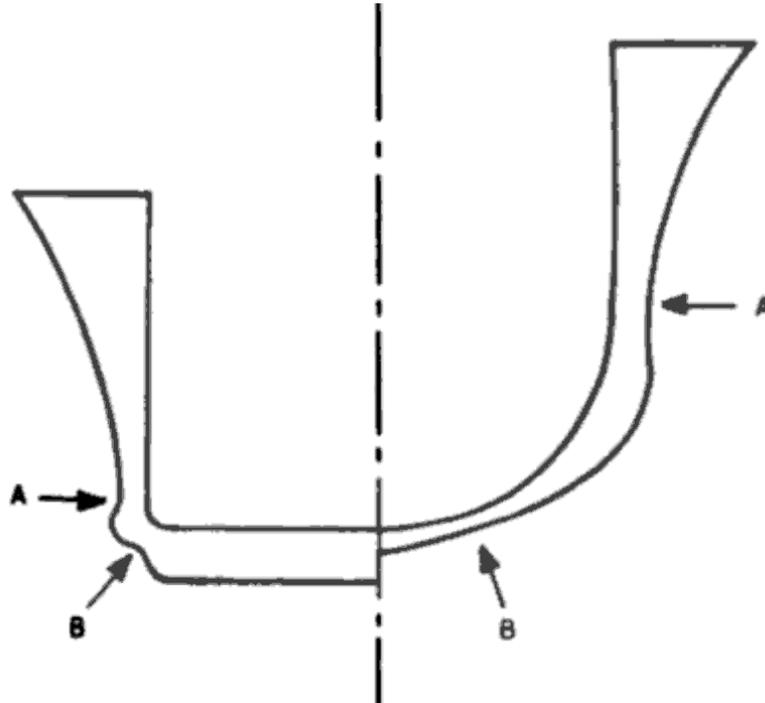


FIG. 1.4 – Évolution exagérée de l'épaisseur d'un godet cylindrique après emboutissage à gauche, zoom à droite [Hessenberg, 1954]. Le lieu de rupture normal se trouve au niveau du col B.

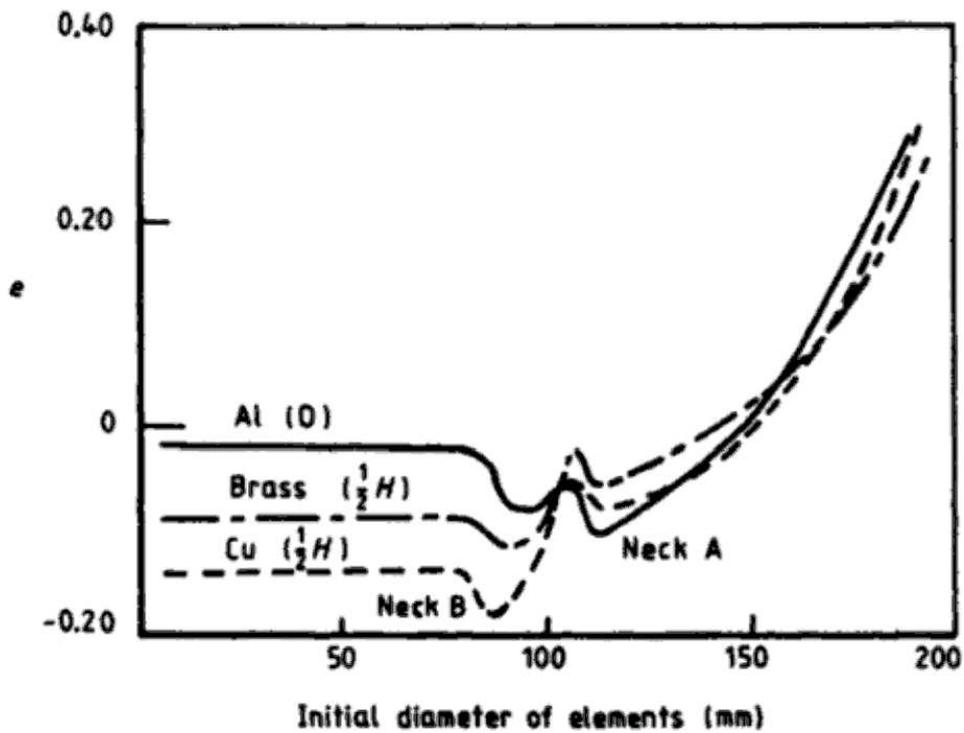


FIG. 1.5 – Évolution de la déformation dans l'épaisseur en fonction de l'abscisse curviligne d'un godet cylindrique après emboutissage [Willis, 1957].

l'emboutissage. Si le serrage appliqué est trop faible, le plissement apparaît. Mais si le serrage est trop important, alors le flan qui s'est épaissi en raison du rétreint, se bloque entre le serre-flan et la matrice, et se déchire [Yoshihara et al., 2005, Agrawal et al., 2007]. Il faut donc trouver un compromis, tout en notant que plus l'effort de serre-flan est important, plus l'effort du poinçon, ou d'emboutissage, est grand. A l'heure actuelle, de nombreuses études sont menées afin de contrôler le mieux possible cet effort de maintien de la tôle. Celles-ci sont axées principalement sur le développement de nouveaux dispositifs de serrage comme celui piloté par pression d'un gaz [Gunnarsson et al., 1998] ou les serre-flans flexibles ou à segments modulables, respectivement de Doege [Doege et Elend, 2001] et Yagami [Yagami et al., 2004]. Un autre axe de recherche consiste à considérer non pas un nouveau dispositif mais à agir principalement sur le contrôle du déplacement du serre-flan [Yagami et al., 2007]. Le principe ici est de maintenir un effort de serrage très faible pour permettre l'écoulement de matière. Dès l'apparition des premiers plis, la progression du poinçon est stoppée et un effort de serre-flan important est appliqué pour éliminer tout plissement. Enfin, une fois tous les plis éliminés, l'effort de serrage est relâché et le déplacement du poinçon reprend.

La profondeur des pièces embouties constitue également une difficulté technique supplémentaire à surmonter. En effet, comme les corps de boîtes de conserve ou de boisson, certaines pièces produites ont des profondeurs trop importantes pour pouvoir être embouties. La capacité d'un matériau à être embouti plus ou moins profondément est définie par son rapport d'emboutissage. Dans le cas des procédés en une étape, le rapport d'emboutissage représente en réalité le rapport entre le diamètre initial de la tôle à emboutir et le diamètre du poinçon. Plus ce rapport est élevé, plus le matériau peut être embouti profondément. En théorie, le rapport d'emboutissage limite ne peut être supérieur à $H_{max} = 2.72$ quelque soit le matériau, et la hauteur maximale d'un godet embouti ne peut être supérieure à $h_{max} = 1.26 \times r_i$, où r_i est le rayon du poinçon [Marciniak et Duncan, 1991].

Mais, le rapport d'emboutissage peut varier de manière assez conséquente en fonction des outils [Wallace, 1962, Pearce, 1990] et des différents paramètres opératoires. Par exemple, Jain a montré [Jain et al., 1998] que les rapports d'emboutissage de deux alliages d'aluminium Al5754-O et Al6111-T4, peuvent varier de 1.44 à 2.16 pour le premier, et d'environ 1.44 à 2.03 pour le second, en modifiant simplement le rayon d'attaque du poinçon.

Un autre moyen d'augmenter le rapport d'emboutissage d'un matériau est de modifier le procédé d'emboutissage. Ainsi, les recherches menées depuis les années 60 ont permis de développer des dispositifs hydromécaniques dont le principe, présenté sur la figure 1.6(a), est d'emboutir une tôle dans un fluide sous pression, de façon à maintenir fermement le flan au contact du poinçon, forçant l'amincissement et l'étirement de la tôle [Zhang et al., 2000, Lang et al., 2009, Sharma et Rout, 2009]. D'autres procédés souvent utilisés pour augmenter l'emboutissabilité sont les procédés d'emboutissage en plusieurs passes, soit direct 1.6(b) soit par retournement 1.6(c), qui consistent à emboutir une première fois la tôle, puis à recommencer en changeant les outils et en prenant un poinçon de diamètre inférieur au précédent [Thirumarudchelvan et Travis, 1997, Parsa et Yamguchi, 1997, Esche et al., 2000].

En ce qui concerne la vitesse d'emboutissage, elle doit être choisie de manière à ce que la durée de l'emboutissage ne soit pas trop importante – l'objectif final étant toujours une application industrielle. Elle ne doit pas non plus être trop élevée pour éviter le risque de déchirure du flan. En général, plus la vitesse du poinçon est grande, plus l'effort d'emboutissage est grand. Mais il arrive cependant que certains matériaux présentent la particularité de s'adoucir avec

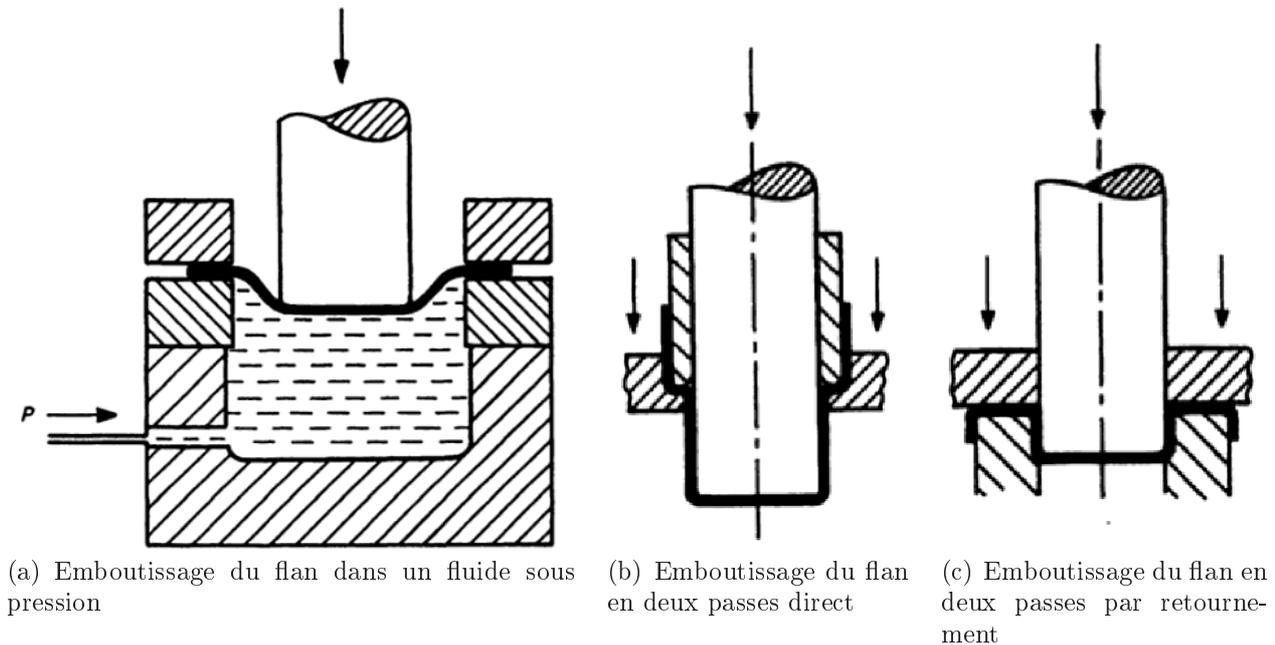


FIG. 1.6 – Schémas de procédés d'emboutissage permettant d'augmenter le rapport d'emboutissage [Pearce, 1990].

la vitesse de déformation, ce qui conduit à une diminution de l'effort d'emboutissage. C'est notamment le cas pour les alliages d'aluminium Al6016 et Al5754, étudiés dans ce travail et utilisés dans l'industrie pour la confection des ouvrants automobiles [Miller et al., 2000]. La principale difficulté concernant la vitesse d'emboutissage tient dans le fait qu'elle doit souvent être adaptée aux conditions expérimentales, et notamment à l'effort de serre-flan [Manabe et al., 2002] et à la température des essais [Naka et Yoshida, 1999]. Dans ce dernier cas, Naka montre que pour d'un alliage d'aluminium de la série 5000, une augmentation conséquente du rapport limite d'emboutissage est observée avec l'augmentation de la température, alors qu'une diminution est observée avec l'augmentation de la vitesse d'emboutissage. Ainsi, une adaptation de la vitesse d'emboutissage par rapport à la température est nécessaire pour atteindre des performances optimales.

Un autre paramètre influant est le coefficient de frottement. Ce dernier dépend essentiellement des matériaux en contact les uns avec les autres. Il influe sur le procédé de manière identique à celle de l'effort de serre-flan. Plus le coefficient de frottement est important, plus l'effort d'emboutissage est grand. De plus, si ce coefficient atteint des valeurs trop élevées, il entraîne un risque de rayure ou de grippure de la tôle, voire même de déchirure du flan. L'une des principales difficultés au cours de l'emboutissage consiste donc à maîtriser ce coefficient de frottement. Pour cela, une couche de lubrifiant est déposée généralement sur chacune des faces du flan, évitant ainsi un frottement sec trop important.

Wallace [Wallace, 1962] montre en 1962 l'importance de la lubrification ainsi que les effets d'une lubrification sélective d'un flan circulaire de diamètre $\varnothing 100$ mm sur le succès de son emboutissage. Pour cela, il considère un premier cas de figure dans lequel la zone située sous le poinçon, de diamètre $\varnothing 50$ mm, est entièrement lubrifiée et est progressivement étendue sous

le serre-flan (figure 1.7(a)). Dans un second cas de figure, la zone sous le poinçon n'est pas lubrifiée contrairement à la zone sous le serre-flan. Dans ce dernier cas, la zone lubrifiée est progressivement réduite et située sur la circonférence du flan (figure 1.7(b)). Il ressort de cette étude que la lubrification de la zone située entre le serre-flan et la matrice est prépondérante quant à la réussite d'un emboutissage, et que la lubrification de la zone sous le poinçon affecte peu le procédé.

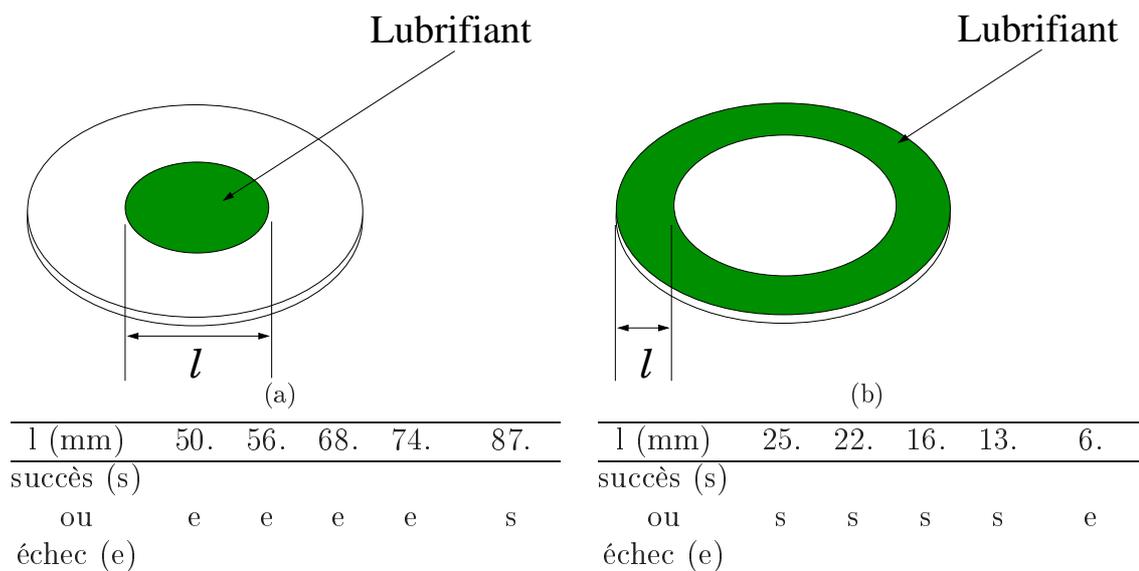


FIG. 1.7 – Étude de la lubrification sélective du flan sur la réussite de l'emboutissage d'un godet cylindrique [Wallace, 1962].

Là encore, le contrôle n'est pas total et une lubrification adaptée des zones sensibles lors d'un emboutissage n'est pas toujours suffisante. En effet, l'amincissement, voire la disparition totale de la couche de lubrifiant, entraîne des hétérogénéités de contact et modifie alors le comportement de la tôle au cours de sa mise en forme. Malgré de nombreuses études réalisées sur le sujet depuis la fin des années 60 [Littlewood et Wallace, 1964, Kasuga et Yamaguchi, 1968, Kudo et al., 1982, Azushima et al., 1992], les frottements lors de la mise en forme restent difficiles à maîtriser et aujourd'hui encore, la lubrification et le contrôle du coefficient de frottement restent un axe de recherche important [Bello et Walton, 1987, Bech et al., 1998, Severo et al., 2009], accentué notamment par le renouvellement fréquent des matériaux utilisés [Deng et Lovell, 2000, Bay et al., 2008].

Enfin, la géométrie des outils constitue certainement le problème le plus important et le plus délicat à traiter. Avant toute considération géométrique, l'aspect de la pièce après fabrication est une préoccupation importante. Les outils ne doivent ni marquer la pièce ni l'endommager ou la fragiliser. Dès lors, l'état de surface des outils est primordial. Si l'on considère maintenant l'aspect géométrique, un mauvais dimensionnement des outils entraîne une mauvaise géométrie finale de la pièce emboutie : forme inadéquate, dimensions hors côtes, etc. Cependant, les défauts de géométrie des pièces conçues ne reposent pas seulement sur le dimensionnement des outils, mais également sur le matériau utilisé. Par conséquent, une étude de la géométrie des pièces est à envisager pour chaque nouveau matériau. En effet, après mise en forme et ce quelque soit le matériau considéré, un phénomène néfaste apparaît et provoque des

modifications de géométrie et d'aspect des pièces produites : c'est le retour élastique.

Ce phénomène se produit lors du retrait des outils après la mise en forme de la pièce. Il s'agit d'un phénomène élastique qui tend à ramener la tôle vers sa position d'origine et qui modifie donc la géométrie finale de la pièce emboutie pour la rendre éventuellement hors-côte. Ce phénomène dépend essentiellement du matériau considéré mais peut être minimisé en adaptant les réglages des différents paramètres expérimentaux. Jusqu'à une époque récente, ces modifications étaient réalisées de manières empiriques. Il fallait généralement plusieurs tentatives avant de trouver les bons réglages et géométries d'outils adéquats afin d'obtenir la pièce souhaitée. Pour réduire au strict minimum les coûts (en temps et en argent) des opérations de réglages du dispositif de mise en forme, le recours aux simulations numériques est de nos jours de plus en plus fréquent afin d'optimiser la forme des outils et de prédire notamment le retour élastique. La partie suivante est consacrée à l'étude de ce phénomène mécanique.

1.2 Le retour élastique

Une fois les opérations d'emboutissage et de détournage effectuées, il est rare que la pièce produite conserve exactement la forme et les dimensions que les outils lui ont données. Le retour élastique caractérise la différence entre les dimensions finales de la pièce produite et les dimensions des outils ayant servi à sa fabrication. Malgré la déformation plastique du flan, celui-ci n'est pas entièrement plastifié et un état de contraintes résiduelles dans le matériau provoque un retour de la matière, plus ou moins important, vers sa forme originelle lorsque l'on retire les outils (figure 1.8).

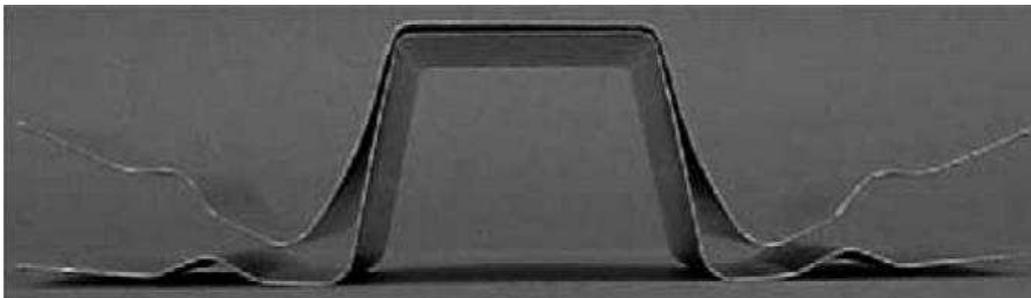


FIG. 1.8 – Exemple de retour élastique sur le cas d'un rail avec jonc [Hsu et al., 2002].

Lorsqu'elles sont libérées, ces contraintes résiduelles provoquent une déformation élastique instantanée de la pièce produite. Ce phénomène peut être extrêmement néfaste dans le cas où les dimensions des pièces embouties doivent être strictes, notamment si celles-ci doivent être assemblées.

A ce titre, le retour élastique constitue un des principaux axes d'étude sur la mise en forme des métaux depuis de nombreuses années. L'une des premières études notables sur le sujet date de 1957 et fut réalisée par F.J. Gardiner [Gardiner, 1957]. Il réalisa l'approche théorique du retour élastique par une analyse mathématique du phénomène. Cette étude propose une méthode analytique de correction du retour élastique pour des cas de flexion pure. Cette méthode est encore utilisée aujourd'hui pour l'étude de formes simples et développables. Depuis, de nombreux protocoles expérimentaux ont été développés, dont les principaux sont détaillés dans la partie

suivante, afin de caractériser et de comprendre le retour élastique. L'objectif est d'obtenir des résultats de référence pour valider la simulation numérique.

1.2.1 Principales études du retour élastique

Essais de flexion par pliage

Parmi l'ensemble des tests expérimentaux existant pour mettre en évidence le retour élastique, les plus simples et les plus répandus sont les essais de flexion. En général, il s'agit de tests relativement simples à mettre en place et ne nécessitant pas de dispositif important et coûteux. Bien qu'il existe de nombreux tests de flexion différents, le principe reste le même pour chacun des procédés : ces essais consistent à plier une éprouvette entre une matrice et un poinçon, puis à mesurer la variation d'angle de pliage après retrait des outils et retour élastique.

Deux tests, très fréquemment rencontrés au cours de l'étude du retour élastique, sont ceux de flexion en V ou en U, comme présentés sur la figure 1.9 respectivement. Ils reposent sur le pliage d'une éprouvette aux extrémités libres, déposée sur une matrice et déformée par la descente du poinçon, la différence entre ces deux tests se trouvant dans la forme des outils.

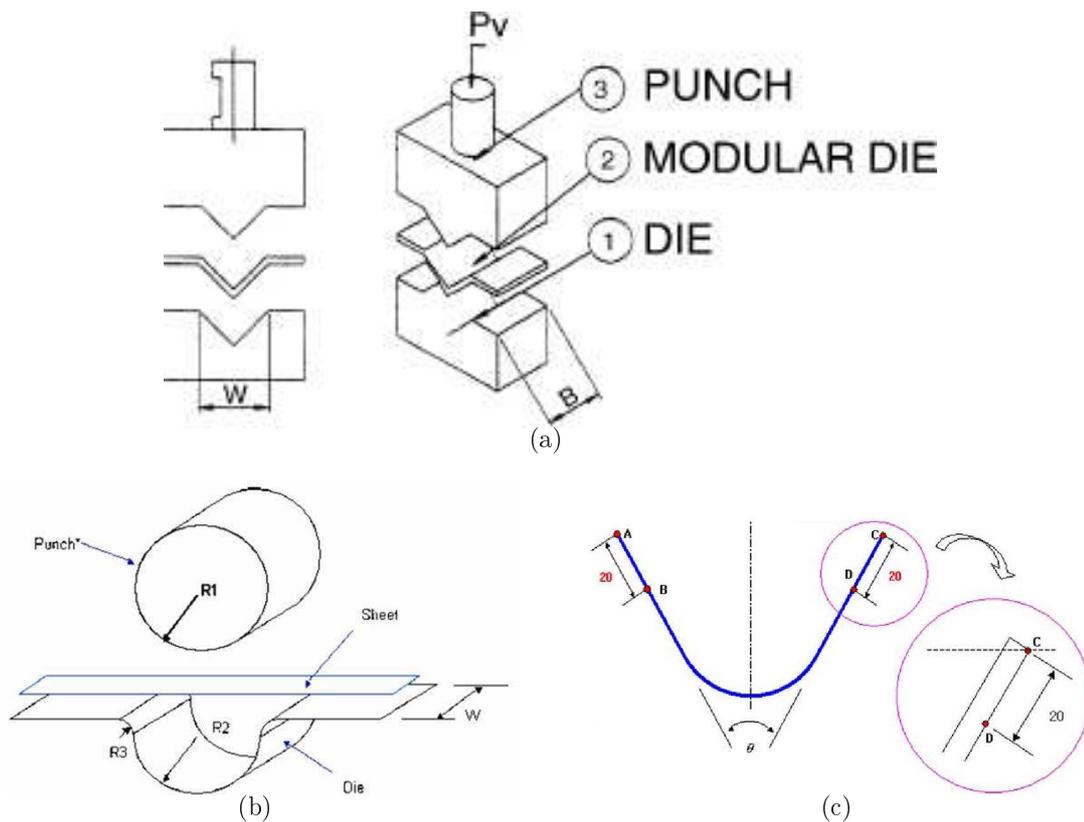


FIG. 1.9 – Schémas de principe (a) des essais de flexion en V [Tekiner, 2004], (b) de flexion en U, et (c) méthode de mesure du retour élastique [Lee et al., 2005b].

Ces deux tests, relativement simples, permettent de mettre en place des campagnes expérimentales conséquentes à l'image de celles menées par Tekiner [Tekiner, 2004], qui a testé plusieurs matériaux et étudié l'influence de l'épaisseur des éprouvettes, de la forme des outils et du protocole sur la réouverture de l'angle de pliage de la pièce dans le cas des essais de flexion en V.

Les éprouvettes ont été fabriquées avec des aciers, des alliages de cuivre ou d'aluminium, et des épaisseurs comprises entre 0.5 mm et 1 mm. Les angles d'entrée matrice varient entre 15° et 90° lors du pliage. Plusieurs auteurs [Tekaslan et al., 2006, Fei et Hodgson, 2006, Garcia-Romeu et al., 2007] ont réalisé par la suite des campagnes expérimentales similaires sur différents matériaux. L'aspect numérique a aussi été abordé par [Tekaslan et al., 2006], afin de prédire le retour élastique subit par l'éprouvette et au final, de définir une nouvelle géométrie pour les outils. Fei a également réalisé l'étude numérique de cet essai en testant l'influence sur la prédiction du retour élastique de différents paramètres numériques, comme le coefficient de frottement.

En ce qui concerne l'essai de flexion en U, plusieurs démarches similaires, à la fois expérimentales et numériques, ont été réalisées par [Lee et al., 2005a] puis [Dongjuan et al., 2007, Cheng et al., 2007] ou encore [Panthi et al., 2007]. Le retour élastique est mesuré par la variation de l'angle que forment les deux extrémités AB et CD (figure 1.9(c)) du U entre les outils et lorsque l'éprouvette est retirée des outils. Concernant les résultats des simulations numériques

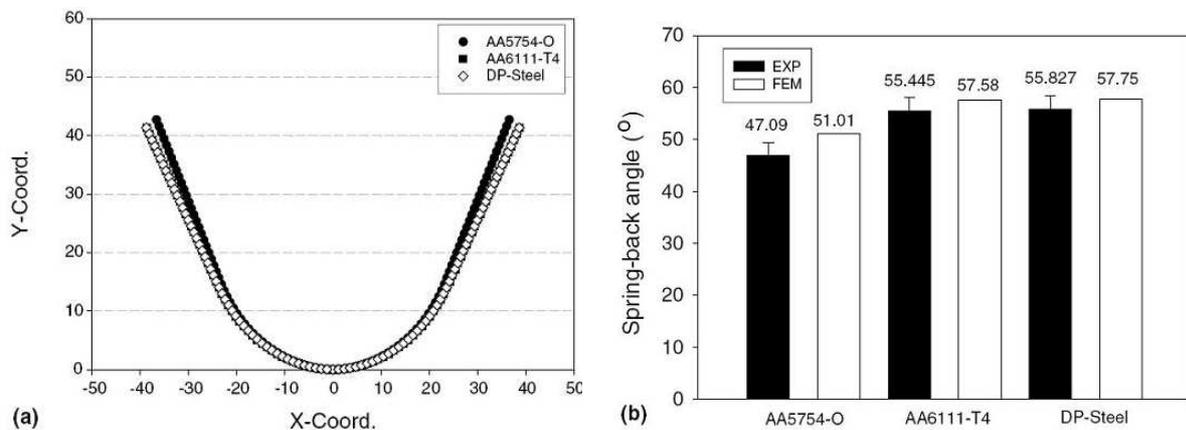


FIG. 1.10 – (a) Profils expérimentaux obtenus après pliage des trois matériaux ; (b) Comparaison des prédictions numériques de réouverture de l'angle de pliage avec les données expérimentales [Lee et al., 2005b].

de ces essais de flexion en V ou en U, ils fournissent globalement une bonne tendance de l'évolution du retour élastique, sans toutefois le prédire avec précision, comme le montrent les résultats de Lee [Lee et al., 2005b] sur la figure 1.10.

Un autre test de flexion très fréquemment rencontré est le test de flexion en L ou test de tombage. À la différence des deux tests présentés précédemment, l'éprouvette mise en forme dans cet essai est cette fois encastrée à l'une de ses extrémités, comme présenté sur la figure 1.11. Le but de ce test est de reproduire l'étape de tombage de bord consécutive à l'emboutissage. Ce test a fait l'objet de nombreuses études expérimentales. Gau et Kinzel [Gau et Kinzel, 2001a] l'ont utilisé pour mesurer l'influence de la prise en compte de l'effet Bauschinger dans la loi de comportement sur la prédiction du retour élastique. Pour ce faire, ils ont mis au point un dispositif permettant de retourner l'éprouvette afin de la plier dans la direction opposée et de réaliser un chargement cyclique de l'éprouvette. Quatre matériaux différents ont été testés : à savoir trois aciers et un alliage d'aluminium. Il ressort de cette étude que l'effet Bauschinger n'a que très peu d'influence sur le retour élastique des trois aciers testés, mais qu'il a un effet cumulatif sur l'alliage d'aluminium. En effet, à chaque inversion de chargement, la valeur du

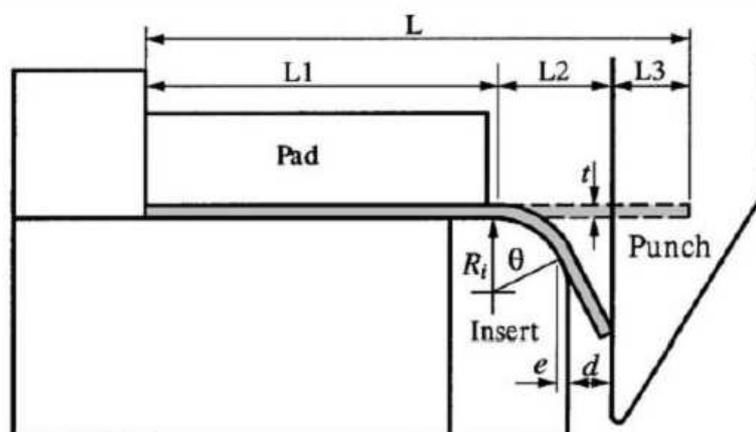


FIG. 1.11 – Schéma de principe d'un test de flexion pure : l'extrémité libre de l'éprouvette est pliée lors de la descente du poinçon tandis que la seconde extrémité est encadrée [Gau et Kinzel, 2001a].

retour élastique augmente et par conséquent, l'effet Bauschinger ne peut être négligé dans l'étude des alliages d'aluminium.

Un modèle de comportement apte à prédire le retour élastique constaté dans l'étude expérimentale précédente a ensuite été proposé [Gau et Kinzel, 2001b]. Les auteurs utilisent un modèle basé sur le concept des multiples surfaces de plasticité défini par Mróz [Mróz, 1967], et un critère de plasticité de Hill48. Les auteurs comparent leur modèle à celui de Mróz et à deux modèles à écrouissage isotrope ou cinématique. Ils montrent que l'effet Bauschinger constaté expérimentalement est bien représenté par leur modèle et qu'il donne une meilleure prédiction du retour élastique que les autres modèles testés.

En se basant sur ce procédé de tombage, R. Bahloul réalise une étude à la fois expérimentale et numérique du retour élastique [Bahloul et al., 2006]. Le matériau est un acier S500MC et les éprouvettes sont des tôles épaisses avec trois ouvertures cylindriques ou oblongues pour mettre en évidence l'endommagement du matériau. Dans son étude, Bahloul teste différents paramètres de son protocole opératoire comme le rayon de la matrice ou encore le jeu poinçon/matrice. Des modélisations numériques ont été réalisées avec le code *Abaqus*. Les auteurs utilisent un modèle élasto-viscoplastique à écrouissage non-linéaire prenant en compte l'endommagement du matériau. Les résultats numériques obtenus présentent un écart compris entre 8% et 16% par rapport aux mesures expérimentales du retour élastique (figure 1.12). Cette différence est expliquée par la complexité de modéliser les contacts (coefficients de frottement) entre les différents outils et l'éprouvette. Néanmoins, l'influence des différents paramètres testés reste relativement bien décrite par le modèle numérique utilisé.

À l'image de résultats obtenus sur la flexion en V ou en U, les résultats numériques obtenus pour les essais de tombage permettent d'obtenir une bonne tendance de l'évolution du retour élastique, sans toutefois le prédire avec précision (figures 1.10 et 1.12).

Bien que les essais de flexion en V, U ou L soient des méthodes de caractérisation du retour élastique simples à mettre en oeuvre, elles sont toutefois trop restrictives pour rendre compte des conditions industrielles. En effet, dans le cas du pliage, la zone de plastification se trouve très réduite au niveau du coude de pliage, et dans le cas de la flexion en U, il y a très peu de déformation plastique (de l'ordre de 5%), alors qu'elle s'élève à 50% (voir plus si il y a

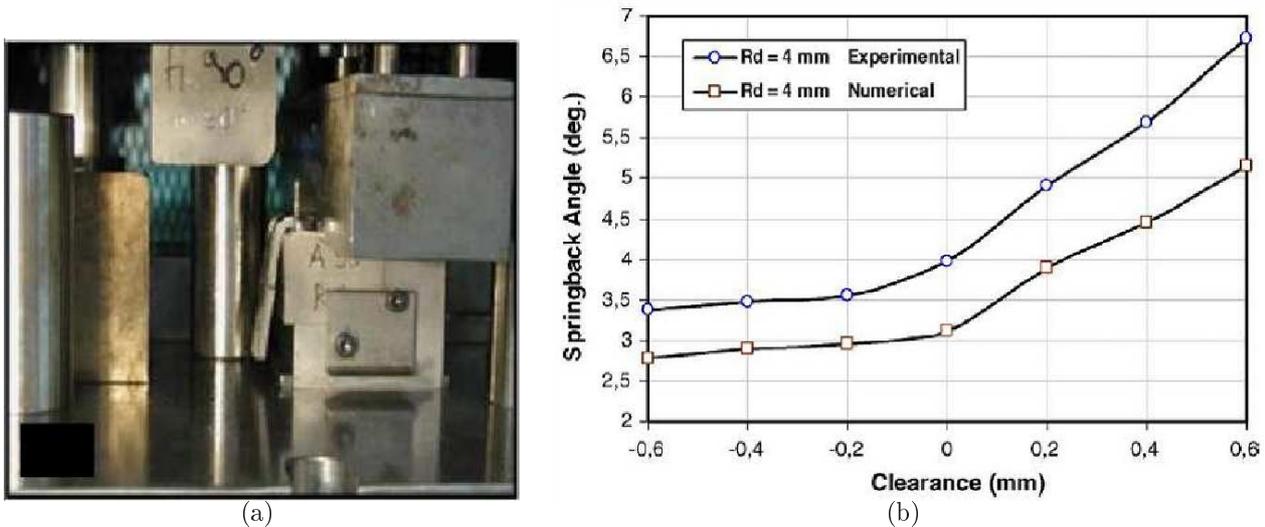


FIG. 1.12 – Étude du retour élastique dans le cas de la flexion pure pour un acier S500MC. (a) Dispositif expérimental, (b) comparaison des résultats expérimentaux et numériques [Bahloul et al., 2006].

plusieurs passes) dans le cas d'un emboutissage industriel. Cet inconvénient a entraîné la recherche d'autres essais expérimentaux pour mettre en évidence le retour élastique qui soient plus proches des conditions d'emboutissage réelles.

En outre, les éprouvettes n'ont subi au cours de ces tests, aucune mise en forme préalable. Elles n'ont donc subi aucune histoire de chargement ou de déformation avant la mise en évidence du retour élastique, contrairement au cas d'un emboutissage réel.

Emboutissage « S-rails »

Une variante de l'essai de flexion en U a été développée, notamment par Samuel [Samuel, 2000] : cette méthode consiste à se rapprocher des conditions industrielles en bridant les extrémités du flan au moyen d'un serre-flan. L'objectif recherché étant d'augmenter la déformation plastique dans l'éprouvette. Ce test a été abandonné au profit de l'emboutissage dit *S-rails* ou *Numi-sheet'93*, étudié en particulier par Lee [Lee et al., 2005a] et [Oliveira et al., 2006], qui permet d'observer le retour élastique sur des éprouvettes plus grandes, dont la taille et la forme sont plus représentatives de pièces industrielles (figure 1.13).

Ce test, très répandu aujourd'hui, permet d'obtenir une déformation plastique proche de celles mesurées dans les pièces fabriquées en série. Cependant, ce protocole expérimental propose de mesurer le retour élastique au moyen de trois paramètres : deux angles θ_1 et θ_2 et une courbure ρ . Si les deux angles se mesurent sans difficulté avec une bonne précision, la courbure dans la hauteur du mur de la pièce présente une grande dispersion. Il nécessite également des moyens expérimentaux conséquents, proches de moyens industriels.

Test de Demeri

Demeri [Demeri et al., 2000] a développé un protocole d'étude du retour élastique qui permet de réunir un grand nombre de conditions expérimentales industrielles sans moyens expérimentaux

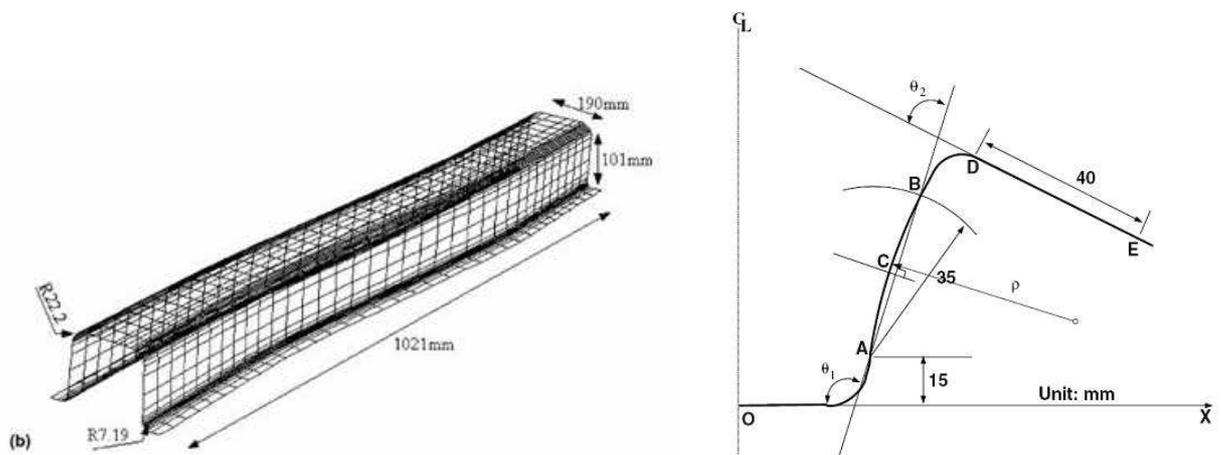


FIG. 1.13 – Modélisation d'une pièce emboutie en *S-rails* ; schéma montrant les paramètres mesurés : les deux angles θ_1 , θ_2 et la courbure ρ [Lee et al., 2005b].

importants et coûteux. Ce test consiste à emboutir un flan circulaire, puis à venir découper un anneau dans la hauteur du mur du godet obtenu par le procédé d'emboutissage (figure 1.14). Une nouvelle étape de découpe dans laquelle on vient ouvrir l'anneau, libère les contraintes résiduelles et provoque le retour élastique et l'ouverture de l'anneau.



FIG. 1.14 – Godet embouti avant et après découpe de l'anneau, puis retour élastique après ouverture de l'anneau [Laurent et al., 2009a].

Le test de Demeri (ou split-ring test) permet de mettre en évidence le retour élastique après un cycle complet d'emboutissage industriel : emboutissage, relaxation, découpe et apparition du retour élastique, dont la mesure correspond à la distance d'ouverture de l'anneau. On peut constater en outre que le retour élastique engendré par ce test est très important. Le paramètre mesuré est l'ouverture de l'anneau comme présenté sur la figure 1.14 et varie d'environ 80mm pour certains aciers à 120mm pour certains aluminiums.

Echempati [Echempati et Dev, 2002] ou encore Baptista [Baptista et al., 2005] ont repris ce test afin de comparer différents paramètres expérimentaux et d'établir leur influence sur le retour élastique. Les paramètres majeurs étudiés sont l'épaisseur des flans et l'effort de serrage du serre-flan. Il ressort de ces études que plus l'effort de serre-flan est important, plus l'ouverture

de l'anneau est faible. De plus, plus l'épaisseur de la tôle est fine, plus le retour élastique est petit. Gnaeupel-Herold [Gnaeupel-Herold et al., 2004] s'est appuyé sur ce test pour valider un procédé de mesure expérimentale par rayons X des contraintes résiduelles au sein du matériau, après mise en forme. Il présente l'évolution des contraintes axiale et tangentielle dans l'épaisseur du mur du godet. Il montre une importante relaxation de la contrainte tangentielle entre la fin de l'emboutissage et le retour élastique après découpe et ouverture de l'anneau. En revanche, la contrainte axiale évolue peu après retour élastique.

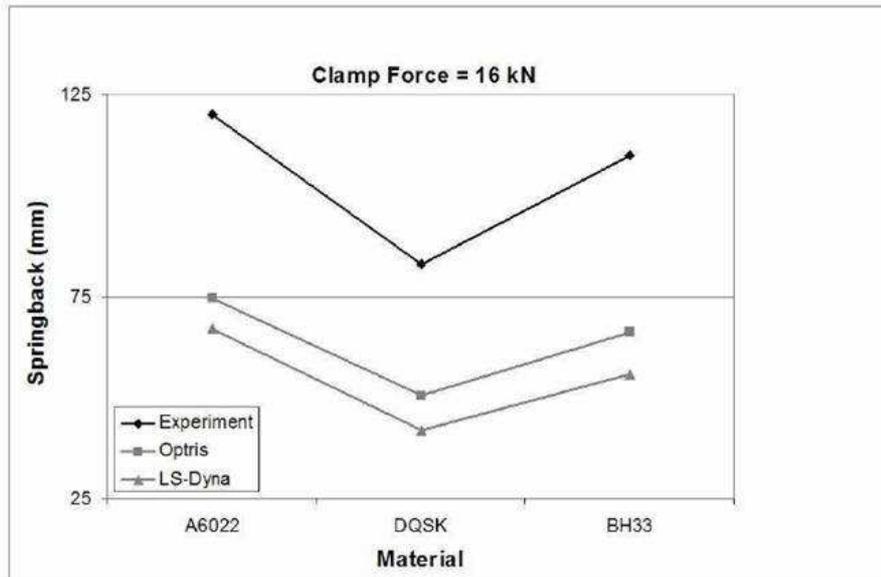


FIG. 1.15 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques d'ouverture d'anneau en fonction des différents matériaux [Demeri et al., 2000].

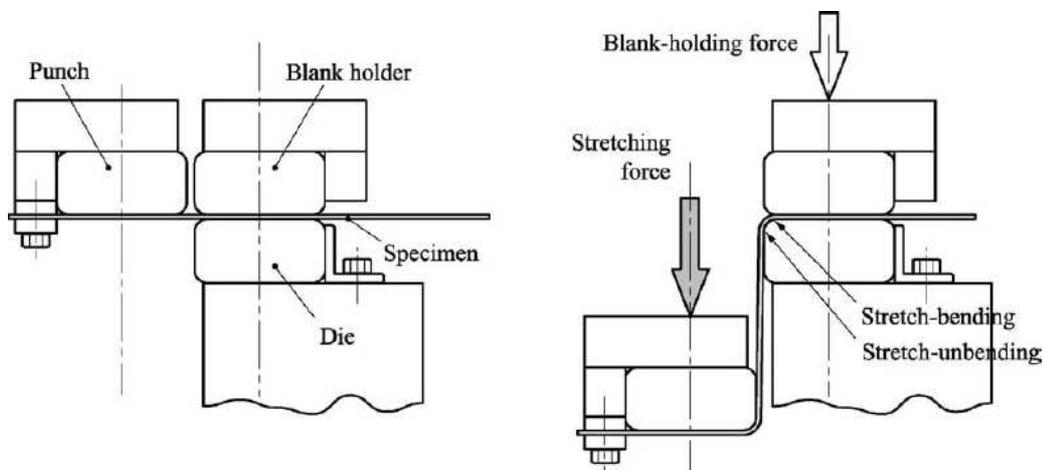
La figure 1.15 montre les résultats numériques obtenus par Demeri après une simulation complète du protocole expérimental. Ces résultats restent toutefois significativement éloignés des valeurs expérimentales. À l'image des études menées par Wang [Wang et al., 2006], Guo [Guo et al., 2002] ou Naceur [Naceur et al., 2008], de nombreuses études numériques s'appuient sur le test développé par Demeri afin de valider des modèles de comportement sur ce test relativement simple, mais néanmoins plus complet et plus proche des pièces industrielles que la plupart des autres tests présentés.

L'étude du retour élastique de cette étude sera réalisée à l'aide de ce test.

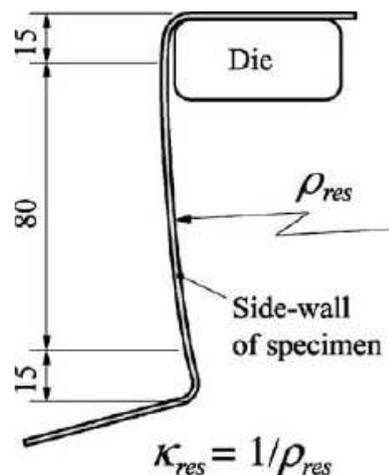
Test combinant laminage et flexion ou « draw-bending test »

Depuis quelques années, de nouveaux tests voués à la caractérisation du retour élastique après mise en forme par flexion et laminage autour d'un rayon de matrice, apparaissent. L'un d'entre eux est l'essai mis en place par Hino [Hino et al., 2003]. Ce test consiste à fixer l'extrémité d'une tôle mince sur un poinçon et à freiner l'avalement de la tôle sur le rayon de la matrice par l'application d'un effort de serre-flan (figure 1.16(a)). Les conditions de mise en forme particulières, très proches néanmoins de celles d'un emboutissage, permettent d'imposer à l'éprouvette de la flexion et de l'étirement, tout en se libérant du rétreint très présent dans le cas d'un emboutissage classique. Le retour élastique apparaît lorsque l'extrémité fixée au poinçon est libérée

et est caractérisée par le changement de courbure du mur de l'éprouvette (figure 1.16(b)). Le matériau étudié est un matériau bi-couche initialement isotrope, composé d'une couche d'aluminium A1100 et d'une couche d'acier SUS430. Hino montre que lorsque l'épaisseur du matériau le plus dur – SUS430 – est faible, la position relative des deux matériaux a une importance non négligeable sur le retour élastique. Ainsi, lorsque l'acier est situé contre la matrice – configuration AS –, la courbure résiduelle est supérieure à celle obtenue dans le cas où l'aluminium est placé contre la matrice – configuration SA. En revanche, l'auteur montre que lorsque l'épaisseur d'acier est égale ou supérieure à celle de l'aluminium, le matériau se comporte comme un matériau mono-couche. De plus, dans le cas de la configuration AS, l'effort de serre-flan a peu d'influence sur le retour élastique, tandis que dans le cas de la configuration SA, sa valeur a une influence significative. Lorsque cet effort augmente, la courbure résiduelle du mur de l'éprouvette diminue, et à partir d'un certain seuil, le mur devient parfaitement droit.



(a) L'éprouvette fixée au poinçon par l'une de ses extrémités subit un étirement et un phénomène de flexion/déflexion au niveau de la matrice.



(b) Mesure du retour élastique après libération de l'extrémité fixe.

FIG. 1.16 – Schéma de principe du test de Hino [Hino et al., 2003].

Les simulations numériques proposées par Hino utilisent un modèle de comportement de

Chaboche-Rousselier [Chaboche et Rousselier, 1983]. Les résultats obtenus sont intéressants malgré des résultats numériques moins bons lorsque l'acier est placé au-dessus de l'aluminium.

Un autre test intéressant est celui proposé par Wang et Wagoner [Wang et al., 2005]. Une éprouvette est tout d'abord pliée à 90° autour d'un cylindre bloqué en rotation. Un effort résistant, maintenu constant durant tout l'essai, est alors appliqué à l'une des extrémités. La seconde extrémité fixée à un vérin hydraulique subit alors un déplacement à vitesse de déformation constante de 40 mm/s . L'éprouvette est ensuite déchargée et le retour élastique apparaît (figure 1.17).

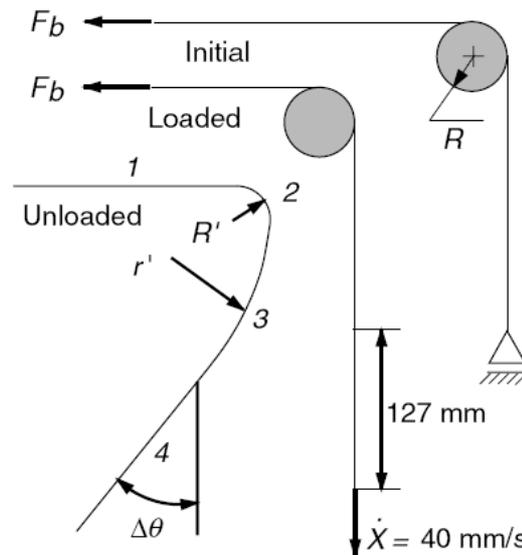


FIG. 1.17 – Schéma des différentes étapes du test de Wang [Wang et al., 2005].

Le matériau considéré est un alliage d'aluminium Al6022-T4. Quatre zones de déformation sont observées sur l'éprouvette après déchargement (figure 1.17). Les zones 1 et 4 restent droites et non-déformées au cours du test. La zone 2 correspond à la zone en contact avec le cylindre juste avant la décharge et est caractérisée par un changement de rayon passant de R à R' . La zone 3 constitue la zone la plus importante de l'éprouvette et est caractérisée par un rayon de courbure r' après décharge. Cette zone a subi un pliage puis un dépliage autour du cylindre, couplés à un étirement de la tôle. Le retour élastique est caractérisé par la variation d'angle $\Delta\theta$. L'auteur montre l'apparition d'une courbure anticlastique lors du dépliage de la tôle. Cette courbure persiste après retour élastique si la tension dans l'éprouvette, induite par l'effort résistant, dépasse une valeur critique proche de la limite élastique. De plus, le retour élastique diminue quand l'effort résistant augmente dans l'éprouvette, tandis que la courbure anticlastique évolue à l'inverse. Wang conclue finalement que le processus de retour élastique se rapproche d'un cas de contrainte plane plutôt que d'un cas de déformation plane, en raison de la courbure anticlastique permanente.

La modélisation numérique de ce test est réalisée à l'aide du code de calcul *Abaqus* en utilisant des éléments coques à 4 noeuds et à intégration réduite, avec 15 points d'intégration dans l'épaisseur. Le modèle de comportement utilisé est un modèle à écrouissage isotrope modifié associé à un critère de plasticité de Barlat96. D'une manière générale, le retour élastique est relativement bien prédit par les simulations numériques. Néanmoins, la courbure anticlastique

reste mal modélisée notamment dans le cas de petits rayons de courbure. L'auteur justifie ce résultat par le fait que les éléments coques ne sont pas précis dans des cas de flexion avec un petit rayon de courbure.

1.2.2 Influence des paramètres numériques

On a pu voir au paragraphe précédent que de nombreux tests expérimentaux ont été développés afin de caractériser et de mieux comprendre les phénomènes mécaniques qui régissent le retour élastique. Ces essais ont permis d'enrichir les bases de données existantes et de développer des modèles de comportement plus performants pour la description du retour élastique. Cependant, certains paramètres numériques, comme le type d'élément fini ou le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur, ne dépendent a priori pas du comportement du matériau mais ont une réelle influence sur la prédiction du retour élastique. De plus, il a été montré que les modélisations éléments finis dédiées à la prédiction du retour élastique, sont bien plus sensibles aux choix de ces paramètres que ne le sont les simulations des procédés de mise en forme [Lee et Yang, 1998]. Il faut aussi souligner qu'il est maintenant admis qu'une meilleure prédiction du retour élastique est obtenue si cette phase est simulée avec une méthode de calcul implicite [Hu et Du, 1999, Li et al., 1999]. Nous présentons dans cette partie le rôle des paramètres numériques ayant une influence conséquente sur la prédiction du retour élastique.

Nombre de points d'intégration dans l'épaisseur

Dans le cas de la mise en forme des tôles minces, la flexion est un des modes de déformation les plus présents. Ceci impose dès lors de décrire le mieux possible le comportement dans l'épaisseur du matériau. De nombreuses études sur la détermination du nombre de points d'intégration à placer dans l'épaisseur de la tôle ont donc été effectuées depuis plusieurs années. On trouve souvent dans la littérature, que pour des éléments coques, lorsque le nombre de points d'intégration est inférieur à 5, la précision du calcul du retour élastique diminue considérablement même si ce n'est pas forcément le cas en ce qui concerne la modélisation du procédé de mise en forme. En revanche, lorsqu'il s'agit d'établir le nombre minimum de points d'intégration à mettre dans l'épaisseur, de nombreux avis contradictoires apparaissent. Ainsi dans [Andersson et Holmberg, 2002], l'auteur montre qu'il n'y a pas de différences en terme de retour élastique lorsque le nombre de points d'intégration est compris entre 3 et 10. Dans le même ordre d'idée, Bjorkhaug [Bjorkhaug et Welo, 2004] affirme qu'il n'y a que très peu de différences entre des simulations pour lesquelles ce nombre varie de 5 à 20. De plus, dans [Makinouchi et al., 1993, Lee et al., 1996], les auteurs s'accordent à dire que pour être suffisant pour décrire le comportement en flexion d'une tôle mince, ce nombre doit être compris entre 5 et 9. Yamamura [Yamamura et al., 2002] et Xu [Xu et al., 2004] montrent quant à eux, que le nombre adéquat de points d'intégration pour traiter n'importe quel problème de flexion est 7.

Li et Wagoner montrent cependant que le nombre de points d'intégration ne peut être déterminé préalablement au calcul [Li et al., 2002, Wagoner et Li, 2007]. Ainsi, dans le cas d'un essai similaire à celui présenté au paragraphe 1.2.1, ils démontrent que pour avoir une précision inférieure à 1% pour l'évaluation du retour élastique, il faut un minimum de 21 points d'intégration. Les auteurs montrent surtout que ce nombre est à ajuster en fonction des données de l'essai. Ils ont en effet mis en évidence grâce au "draw-bending test", le fait que pour un nombre de points d'intégration fixe, la précision diminue si on augmente l'effort résistant F_b ou si l'épaisseur t de la tôle n'est plus négligeable devant le rayon R de la matrice.

Il ressort ainsi des différentes études menées sur l'influence du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur de la tôle, que celui-ci ne doit pas être inférieur à 5, mais surtout qu'il doit être ajusté en fonction des conditions expérimentales de l'essai ; à savoir l'épaisseur de la tôle, le rayon des outils, les efforts résistants et la précision souhaitée. Notons que la valeur par défaut du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur recommandée dans les codes de calculs *Abaqus* et *Pamstamp* est 5 alors que pour le code *LS-Dyna*, le nombre minimum recommandé est 9.

Influence du type d'élément

Le type d'élément fini peut être également une source d'erreur dans l'estimation du retour élastique. Dans [Li et al., 2002], les auteurs comparent des éléments coques à des éléments volumiques. Ils ont montré qu'il est préférable d'utiliser des éléments coques 3D ou des éléments solides à interpolation quadratique. Ce choix est motivé par la présence d'une courbure anti-clastique permanente [Wang et al., 2005] qui est mal décrite par des éléments coques 2D ou des éléments solides à interpolation linéaire, même dans le cas où le rapport entre la largeur de la tôle et son épaisseur est très grand ($R/t > 50$). De plus, Li et Wagoner montrent que pour une valeur de R/t supérieure à 6, les éléments solides sont à proscrire en raison des ressources numériques énormes qu'ils demanderaient pour un calcul où un grand nombre de points d'intégration dans l'épaisseur est requis. En revanche, si le rapport R/t est inférieur à 6, les auteurs recommandent l'utilisation des éléments volumiques avec une interpolation quadratique, pour une meilleure prédiction du retour élastique.

Depuis quelques années, des éléments finis de plus en plus utilisés font cependant leur apparition et tendent à remplacer les éléments solides classiques, notamment dans les cas où la flexion est prépondérante. Ces éléments sont des éléments solides auxquels ont été ajoutés des degrés de liberté supplémentaires, qui correspondent à des modes de déformation incompatibles [Simo et Armero, 1992, Parente et al., 2006, Alves de Sousa et al., 2007, Laurent et al., 2009a]. L'intérêt de ces éléments dans le cas de la flexion en particulier, est d'éliminer la déformation de cisaillement parasite qui rend les éléments solides classiques trop raides.

Certains éléments, plus marginaux que les précédents, ont également été développés. Ainsi, des éléments coques 3D utilisant une méthode hybride de calcul membrane/coque sont présentés dans [Yoon et al., 2002]. Ce type d'élément a été développé principalement pour réduire les temps de calcul numérique. Ils permettent de réaliser des calculs de mise en forme en utilisant un code de calcul avec des éléments membranes, puis de calculer le retour élastique en utilisant des éléments coques. Ces éléments sont toutefois encore très peu utilisés en raison du transfert des états de contrainte et de déformation pour le calcul du retour élastique, qui nécessite l'utilisation de passerelles entre les deux codes de calcul développées par les utilisateurs.

Influence du maillage et de la taille des éléments

Un aspect tout aussi important que le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur ou encore le type d'élément fini pour la prédiction du retour élastique est la taille de maille utilisée. Ce paramètre a une importance toute particulière dans le cas de modélisations dans lesquelles il y a du contact entre la pièce et des outils de mise en forme. Il a été montré que la densité de maillage doit être particulièrement surveillée [Li et al., 2002, Xu et al., 2004], notamment dans les zones où la pièce subit un moment de flexion, comme dans le cas d'essais de flexion ou d'emboutissage. Ainsi, le maillage doit être étudié pour que le

nombre d'éléments en contact avec le rayon de la matrice soit suffisant pour que l'état de contrainte et de déformation soit correctement calculé. Dans le cas particulier de l'essai d'emboutissage en U présenté au paragraphe 1.2.1, Xu montre que le nombre d'éléments en contact avec le rayon de la matrice ne doit pas être inférieur à 5 et qu'au delà de 7 éléments, aucun gain significatif n'est apporté au résultat. Dans [Li et al., 2002], les auteurs recommandent que la répartition des éléments soit telle que chaque noeud soit séparé du suivant au maximum de 5° lorsqu'il est en contact avec le rayon des outils. Dans le cas d'un simple essai de mise en forme, sans calcul de retour élastique, un noeud tous les 10° est suffisant.

Ces différents paramètres numériques seront également étudiés dans le chapitre 4 pour la prédiction du retour élastique avec le test de Demeri.

1.3 Conclusion

Le procédé de mise en forme par emboutissage a été présenté dans la première partie de ce chapitre. Le principe et les enjeux de ce mode de fabrication ont été exposés avant de développer les différents aspects mécaniques de l'emboutissage. Les efforts mis en jeu ont été montrés puis l'influence des principaux paramètres intervenant au cours du processus ont été détaillés. On a pu voir que l'augmentation de l'effort de serre-flan provoque une augmentation de l'effort d'emboutissage, ainsi qu'une diminution de l'épaisseur du mur du godet. Une augmentation de la vitesse d'emboutissage induit également une élévation de l'effort d'emboutissage. Bien que dans un contexte industriel, la vitesse d'emboutissage doit être élevée, elle ne doit pas cependant être trop grande au risque d'endommager, voire de déchirer, la pièce mise en forme. On a pu voir enfin qu'une lubrification adaptée du flan permet de limiter les frottements entre la pièce et les outils au cours de l'emboutissage.

Dans une seconde partie, le retour élastique et les principales études expérimentales de ce phénomène ont été présentés. Ainsi, des essais relativement simples de flexion ou de pliage ont tout d'abord été proposés. Bien qu'ils permettent de caractériser une certaine forme de retour élastique et d'en réaliser des prédictions assez fiables, ces tests restent toutefois limités puisqu'ils ne permettent pas forcément de rendre compte de tous les trajets de chargement subit par la pièce au cours de sa fabrication. D'autres essais, plus proches des conditions d'emboutissage réelles, ont été présentés. Il s'agit des essais d'emboutissage en U et d'emboutissage dit en « S-rail » [Lee et al., 2005c]. Ces tests présentent une meilleure corrélation avec des conditions réelles. Malheureusement, la détermination expérimentale de la courbure du mur sous l'effet du retour élastique reste problématique, et provoque une grande dispersion des mesures.

Deux autres études ont ensuite été détaillées. La première est un essai d'emboutissage d'un godet cylindrique, dans lequel on vient découper un anneau, destiné à être ensuite ouvert pour libérer les contraintes internes et laisser apparaître le retour élastique [Demeri et al., 2000]. Cet essai présente l'avantage de couvrir plusieurs phases que l'on retrouve industriellement, à savoir la mise en forme, la découpe et la relaxation. De plus, cet essai met en évidence un retour élastique important permettant de minimiser les incertitudes expérimentales. Mis au point par Demeri, il fera l'objet de notre étude dans les chapitres suivants. La dernière étude est relativement simple et pourrait s'apparenter à un essai de pliage. Cependant, au lieu d'avoir une extrémité encastrée, celle-ci est prise entre un serre-flan et une matrice, permettant ainsi l'écoulement de la matière [Hino et al., 2003, Wang et al., 2005]. Ainsi, le matériau subit

à la fois des déformations en flexion et en traction, sollicitations qui sont bien évidemment présentes simultanément en emboutissage.

Enfin, une présentation des paramètres numériques jouant un rôle important sur la prédiction du retour élastique est faite. On retiendra que le nombre de points d'intégration dans l'épaisseur d'une tôle sollicitée en flexion doit être compris entre 5 et 9, et que le nombre d'éléments en contact avec le rayon des outils doit être tel que chaque noeud du maillage doit être séparé du suivant de 5° pour la prédiction du retour élastique, et de 10° pour un essai de mise en forme classique. Il est à noter que dans le cas où le rapport entre le rayon des outils et l'épaisseur de la tôle est grand ($R/t > 6$), il est préférable d'utiliser des éléments coques en terme d'économie de temps de calculs. En revanche, si ce rapport est inférieur à 6, les éléments volumiques à interpolation quadratique ou avec des modes de déformation incompatibles sont à privilégier en terme de précision de calcul.

Chapitre 2

Caractérisation expérimentale des matériaux

Afin de réaliser une identification complète du comportement mécanique d'un matériau, il est indispensable de disposer d'informations sur la réponse du matériau en fonction de différents états de déformation. Ce chapitre présente l'ensemble des essais réalisés à température ambiante sur deux alliages d'aluminium Al5754-O [Grèze et al., 2007, Grèze et al., 2008, Laurent et al., 2009a] et Al6016-DR130-T4. L'influence de la température sur le comportement de l'Al5754-O sera abordée dans le chapitre 5.

Les deux alliages d'aluminium se présentent sous forme de tôle laminée à froid d'épaisseur 1 mm. Après une courte présentation des deux matériaux et de leur composition respective, la caractérisation de leur comportement mécanique est réalisée. Des essais classiques de traction uniaxiale sont menés sur des éprouvettes orientées à 0° , 45° et 90° de la direction de laminage (DL). Les coefficients d'anisotropie des deux matériaux sont identifiés. Des essais de traction pour différentes vitesses de déformation ont également été effectués dans la direction de laminage, afin d'analyser l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement des matériaux, ainsi que des essais de traction avec charges et décharges afin de déterminer l'évolution du module d'élasticité apparent des deux alliages d'aluminium. Enfin, des essais de cisaillement monotone ont été faits sur chaque matériau, suivant les trois orientations d'éprouvettes choisies, de même que des essais de cisaillement cyclique dans la direction de laminage, de façon à mettre en évidence l'effet Bauschinger.

Dans la partie suivante, des essais d'emboutissage de godets cylindriques sont présentés, ainsi qu'une étude expérimentale du retour élastique apparaissant lors de l'ouverture d'un anneau préalablement découpé dans le mur du godet [Demeri et al., 2000]. La base de données est constituée, pour chaque matériau, des courbes d'effort d'emboutissage en fonction de l'avancement du poinçon et d'évolution de l'épaisseur en fonction de la hauteur du mur, pour des orientations à 0° , 45° et 90° de la DL, en ce qui concerne le procédé d'emboutissage, et des valeurs d'ouverture des anneaux en ce qui concerne le retour élastique. Deux études détaillées de l'influence de l'effort du serre-flan et de celle de la vitesse de descente du poinçon sur les différentes observables sont proposées pour l'Al6016-DR130-T4.

2.1 Les matériaux étudiés

2.1.1 L'alliage d'aluminium Al5754-O

Le premier matériau étudié est un alliage d'aluminium de la série 5000 : Al5754-O. Ce matériau est souvent utilisé pour la fabrication des pièces de doublure des ouvrants automobiles qui sont mis en forme par emboutissage. La lettre « O » dans la désignation du matériau désigne l'état recuit du matériau. Le traitement thermique appliqué a pour but de diminuer les propriétés mécaniques du matériau afin d'améliorer sa ductilité et sa stabilité dimensionnelle.

Sa composition chimique est proposée dans le tableau 2.1. Son principal élément d'addition est le magnésium. Les caractéristiques mécaniques mesurées par le fournisseur, sont également présentées dans le tableau 2.1.

Matériau	E [MPa]	ν	$Rp_{0.2}$	ρ [kg/m ³]
Al5754-O	70000	0.3	118 MPa	2800

Composant chimique	% massique	Composant chimique	% massique
Al	94.2 - 95.2	Mg	2.6 - 3.6
Cr	0.3	Mn	0.5
Cu	0.1	Ti	0.15
Fe	0.4	Zn	0.2
Si	0.4	Autres	0.2

TAB. 2.1 – Caractéristiques mécaniques et composition chimique de l'Al5754-O.

Ce matériau est relativement bien connu puisqu'il a fait l'objet de nombreuses études, tant d'un point de vue structurel [Fuller et al., 2002, Spencer et al., 2002] que comportemental [Sarkar et al., 2001, Smerd et al., 2005, Gehring et Saal, 2006] ou numérique [Harpell et al., 2000, Tikhovskiy et al., 2007]. Ces nombreuses études sont principalement liées au fait que ce matériau présente, lorsqu'il est sollicité, un vieillissement dynamique, appelé effet Portevin-Le Chatelier [Dablij et Zeghloul, 1997, Kang et al., 2006], typique des alliages d'aluminium de la série 5000.

2.1.2 L'alliage d'aluminium Al6016-DR130-T4

Le second matériau est un alliage d'aluminium de la série 6000 : Al6016-DR130-T4. Cet alliage est généralement employé pour la fabrication d'éléments de carrosserie automobile. La capacité de durcissement de ce matériau lors de la cuisson peinture est indiquée par la désignation « DR » et sa limite d'élasticité théorique est d'environ 130 MPa. Enfin, un traitement thermique de type T4 a été réalisé afin d'obtenir un état stable après recuit.

Ce matériau est sensiblement moins connu que l'Al5754-O, mais suscite de plus en plus d'intérêt [Brunet et al., 1998, Miller et al., 2000, Guillon et al., 2001], dû au fait qu'il est fortement sujet au retour élastique [Asnafi, 2001], ce qui induit des défauts d'aspect néfastes lors de son utilisation industrielle.

Sa composition chimique et les données mécaniques du fournisseur sont fournies dans le tableau 2.2. Les principaux éléments d'addition de l'Al6016-DR130-T4 sont le magnésium et le silicium.

Matériau	E [MPa]	ν	$Rp_{0.2}$	ρ (kg/m ³)
Al6016-DR130-T4	70000	0.3	128 MPa	2700

Composant chimique	% massique	Composant chimique	% massique
Al	96.4 - 98.8	Mg	0.25
Cr	Max. 0.1	Mn	Max. 0.2
Cu	Max. 0.2	Ti	Max. 0.15
Fe	Max. 0.5	Zn	Max. 0.2
Si	1 - 1.5	Autres	Max. 0.2

TAB. 2.2 – Caractéristiques mécaniques et composition chimique de l'Al6016-DR130-T4.

Dans la suite, les notations Al5754-O et Al6016-DR130-T4 sont remplacées respectivement par Al5754 et Al6016.

2.2 Caractérisation expérimentale

Compte tenu du délai de réalisation des essais après réception des tôles (> 6 mois), on peut considérer que les propriétés mécaniques ont atteint celles de la maturation.

Les essais expérimentaux ont été réalisés sur une machine de traction *Instron 8803* de capacité maximale 500 kN. Les mesures de déformation sont effectuées en utilisant un dispositif de mesure optique 3D par corrélation d'images *Aramis* pour les essais de traction et de cisaillement.

Un extensomètre à couteaux placé directement sur l'éprouvette est également utilisé en traction. La précision des mesures obtenues à l'aide du système optique, de l'ordre de 10^{-4} , est moins bonne que celle de l'extensomètre, de l'ordre de 10^{-5} , mais le dispositif optique permet l'observation d'une gamme de déformation plus importante. Il donne aussi accès aux mesures des déformations longitudinale et transverse.

Pour s'assurer de la reproductibilité des expériences, trois essais sont réalisés à chaque fois dans les mêmes conditions. Les résultats présentés sont une sélection d'un essai représentatif de ces trois essais.

Dans la suite du document, la convention pour représenter les directions d'anisotropie de la tôle est présentée sur la figure 2.1. Les axes $(\vec{1}, \vec{2}, \vec{3})$ désignent respectivement la direction de laminage (DL), la direction transverse (DT) et la direction normale (DN) au plan de la tôle.

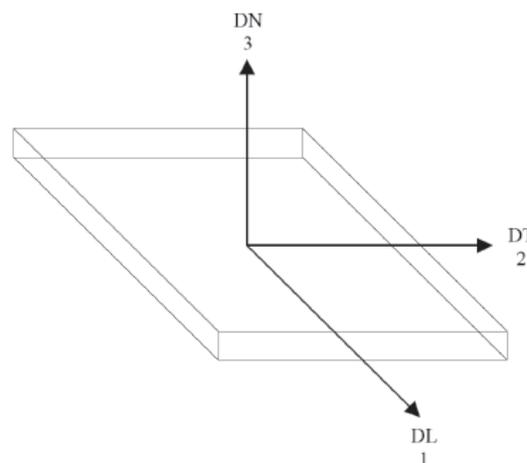


FIG. 2.1 – Repère d'anisotropie associée à la tôle.

FIG. 2.1 – Repère d'anisotropie associée à la tôle.

2.2.1 Essais de traction uniaxiale

Les éprouvettes utilisées sont rectangulaires d'épaisseur 1 mm et leurs dimensions sont fournies sur la figure 2.2. Les bords des éprouvettes ont été usinés afin d'augmenter la zone de déformation homogène. Pour étudier l'anisotropie du matériau, trois orientations d'éprouvettes sont choisies à 0° , 45° et 90° par rapport à la DL. La mesure de déformation est la déformation logarithmique : $\varepsilon = \ln(1 + \Delta L/L_0)$ où L_0 désigne la base de mesure initiale de l'extensomètre et ΔL l'allongement de l'éprouvette. La vitesse de la traverse est maintenue constante au cours de ces essais conduisant à des vitesses de déformation de l'ordre de 10^{-3} s^{-1} , ce qui limite l'élévation de température provoquée par la déformation.

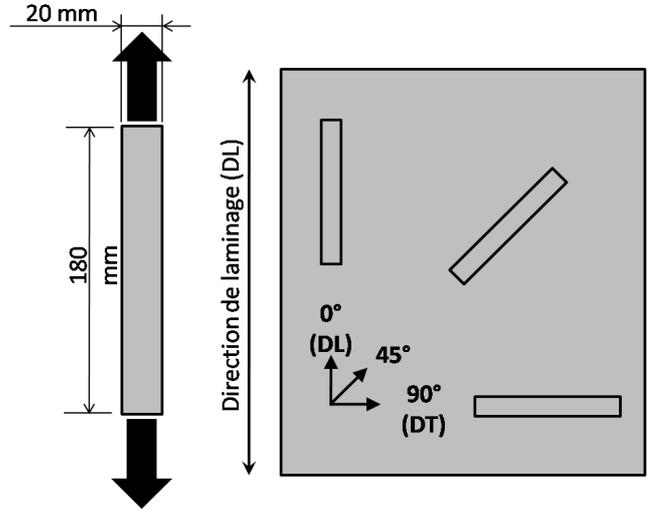


FIG. 2.2 – Dimensions d'une éprouvette de traction et sens de prélèvement par rapport à la DL.

Lors d'un essai de traction simple, dans la zone de déformation homogène au centre de l'éprouvette, le tenseur du gradient de la transformation \mathbf{F} s'écrit :

$$\mathbf{F} = \sum_{i=1}^3 F_{ii} \cdot \vec{b}_i \otimes \vec{b}_i \quad (2.1)$$

où le \vec{b}_i sont les vecteurs de base du repère associé au laboratoire. Les vecteurs \vec{b}_1 , \vec{b}_2 et \vec{b}_3 désignent respectivement la direction de traction, la direction transverse et la direction normale à la tôle. Si la traction est réalisée suivant l'axe \vec{b}_1 , seule la composante F_{11} est imposée ($\sigma_{22} = \sigma_{33} = 0$). Dans le cas des tôles minces, la composante F_{22} est mesurée par l'intermédiaire du dispositif de mesure optique. Le tenseur des contraintes de Cauchy s'écrit alors :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{F}{S} \cdot \vec{b}_1 \otimes \vec{b}_1 \quad (2.2)$$

Les variables observables au cours de ces essais sont le temps t , l'allongement relatif longitudinal $L/L_0 = F_{11} - 1$, le rétrécissement transversal $l/l_0 = F_{22} - 1$ et la contrainte de Cauchy $\sigma = F/S$, où S est la section courante.

Les figures 2.3 et 2.4 montrent que les résultats obtenus en traction dans la DL sont reproductibles pour les deux matériaux.

Les figures 2.5 et 2.6 présentent les essais de traction monotone pour les trois orientations par rapport à la DL, pour chaque matériau. Les courbes de la figure 2.5 montrent que pour l'Al5754, les caractéristiques mécaniques pour les éprouvettes prélevées dans la DL sont légèrement supérieures à celles à 45° et 90° de la DL. Ces caractéristiques sont sensiblement identiques pour les éprouvettes à 45° et 90° de la DL. L'anisotropie de la contrainte d'écoulement reste cependant peu marquée pour cet alliage.

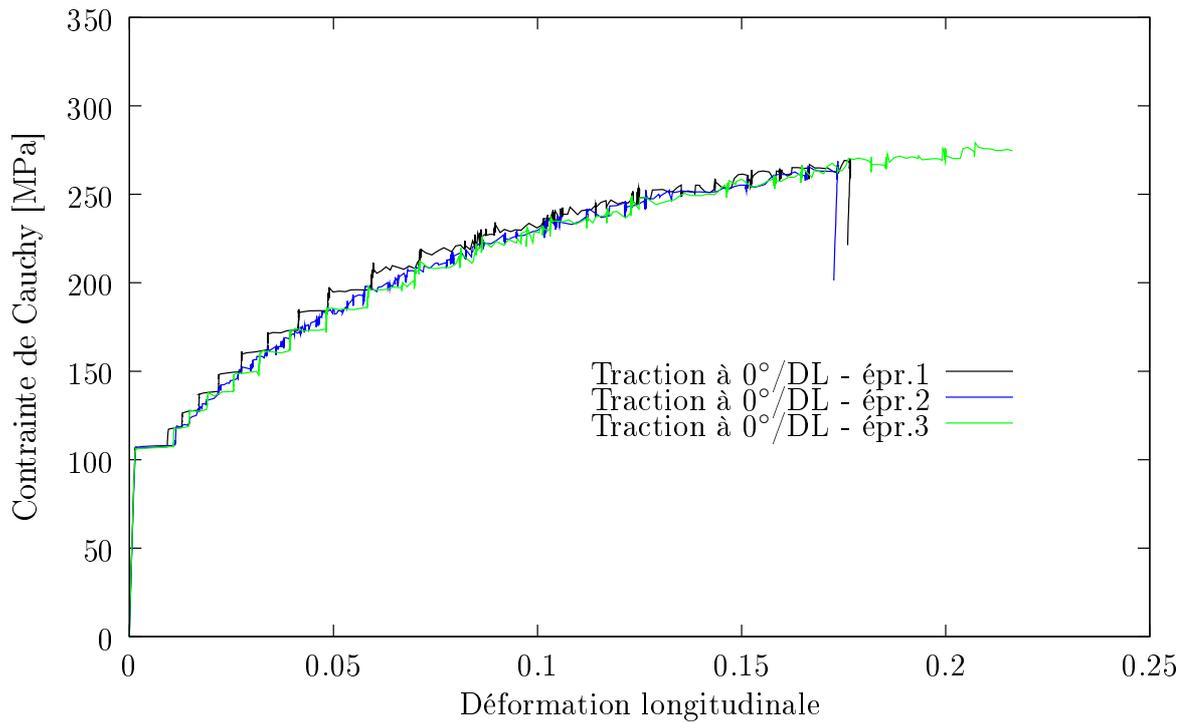


FIG. 2.3 – Répétabilité des essais de traction monotone dans la DL pour l’alliage d’aluminium Al5754.

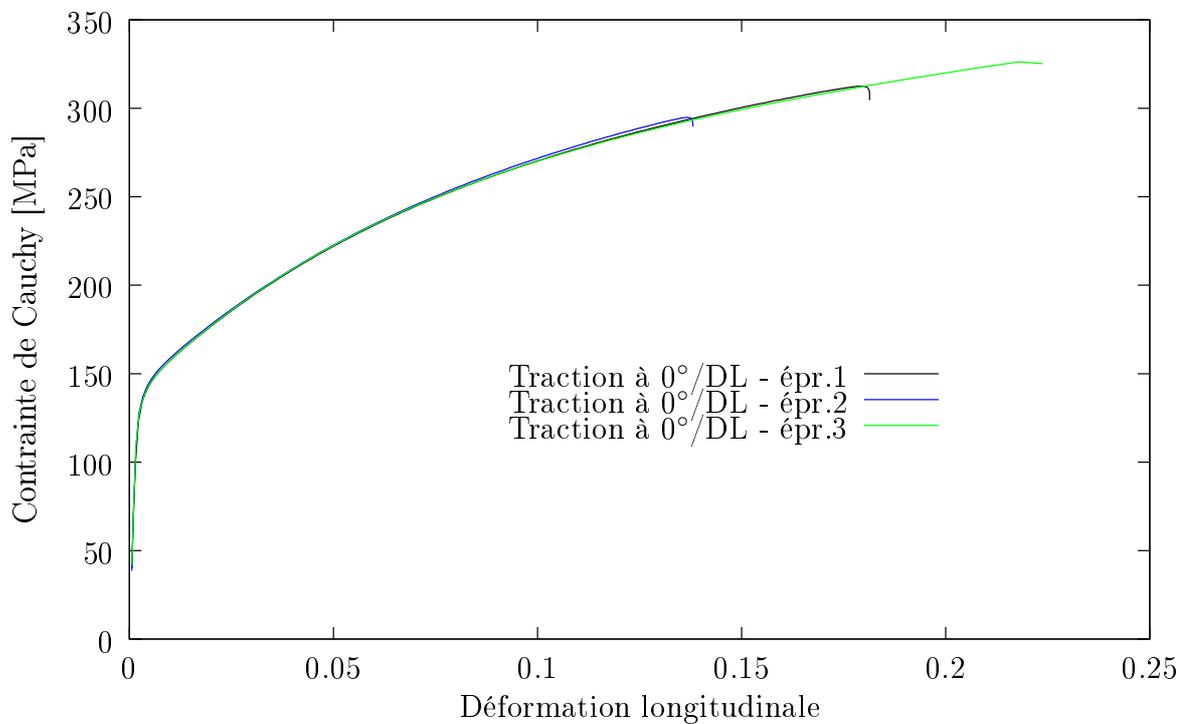


FIG. 2.4 – Répétabilité des essais de traction monotone dans la DL pour l’alliage d’aluminium Al6016.

Pour l'Al6016, la figure 2.6 montre que les caractéristiques mécaniques sont sensiblement identiques pour les trois orientations.

L'effet discontinu observé sur les courbes de traction de l'Al5754 est dû à un phénomène de vieillissement dynamique caractéristique des alliages d'aluminium de la série 5000 connu sous le nom d'effet PLC pour Portevin Le Chatelier [Dablij et Zeghloul, 1997, Kang et al., 2006]. Ce phénomène résulte, sous certaines conditions de température et de vitesse de déformation, de l'interaction entre les dislocations mobiles et les atomes interstitiels ou substitutionnels, ici les atomes de magnésium [Baird, 1973]. Sur les courbes de traction, ces discontinuités résultent de la propagation de bandes de déformation plastique localisée [Cuddy et Leslie, 1972, McCormick et al., 1993]. Ces discontinuités n'apparaissent pas dans le cas des alliages d'aluminium de la série 6000.

Anisotropie

À partir de ces essais de traction monotone, d'autres caractéristiques mécaniques peuvent être mesurées, pour certaines, grâce à la mesure optique des déformations. Le module d'élasticité relatif à chacune des orientations de sollicitation est mesuré grâce à la pente de la régression linéaire de la partie élastique de chacune des courbes. La limite d'élasticité $Rp_{0.2}$ pour chacune des orientations considérées, est définie comme étant la valeur de la contrainte pour une déformation plastique de 0.02%. Les valeurs pour les deux matériaux sont reportées dans le tableau 2.3.

Concernant l'anisotropie de déformation, le suivi de la déformation transverse permet de déterminer les coefficients d'anisotropie plastique à 0° , 45° et 90° de la DL, respectivement r_0 , r_{45} et r_{90} . La déformation transverse est mesurée par le dispositif de mesure optique et la déformation dans l'épaisseur est calculée grâce à l'hypothèse d'invariance du volume plastique : $\text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}^p) = 0$. Les coefficients d'anisotropie plastique, pour chaque matériau, sont mesurés par la pente de la déformation plastique transverse en fonction de la déformation plastique dans l'épaisseur de l'éprouvette, pour les trois orientations (figures 2.7 et 2.8). Les valeurs de ces coefficients sont données dans le tableau 2.3. Ils représentent une moyenne réalisée sur trois essais, dans chacune des orientations.

Le coefficient d'anisotropie plastique r_α est représentatif de la résistance à l'amincissement du métal utilisé dans la direction formant un angle α avec la DL. La direction dans laquelle le coefficient est le plus élevé correspond à la direction dans laquelle le métal s'écoule facilement et donc ne forme pas de plis pendant l'emboutissage et par conséquent à la position des cornes. En revanche, la direction dans laquelle le coefficient d'anisotropie plastique est le plus faible correspond à la direction dans laquelle le métal présente une grande résistance au glissement et donc forme des plis pendant l'emboutissage et par conséquent à la direction des creux de corne. L'anisotropie globale d'un matériau métallique est déterminée par le coefficient d'anisotropie normale moyen, défini par la relation : $\bar{r} = (r_0 + r_{90} + 2r_{45})/4$. L'anisotropie planaire est définie par la relation : $\Delta r = (r_0 + r_{90} - 2r_{45})/2$. Ce coefficient d'anisotropie planaire Δr est représentatif de l'aptitude du flan à présenter des cornes et des creux de corne à l'emboutissage.

Ainsi, pour garantir les meilleures conditions d'emboutissage, c'est-à-dire un bon écoulement du métal dans toutes les directions et un niveau de corne faible, il faut un coefficient d'anisotropie normale \bar{r} le plus élevé possible et un coefficient d'anisotropie planaire Δr proche de 0. Sa valeur de 0.68 montre que l'anisotropie normale est non négligeable dans le cas de l'alliage Al5754. Le coefficient d'anisotropie planaire reste également significatif avec une valeur de 0.14. Pour l'Al6016, les valeurs d'anisotropie normale et planaire sont respectivement de 0.65 et 0.10.

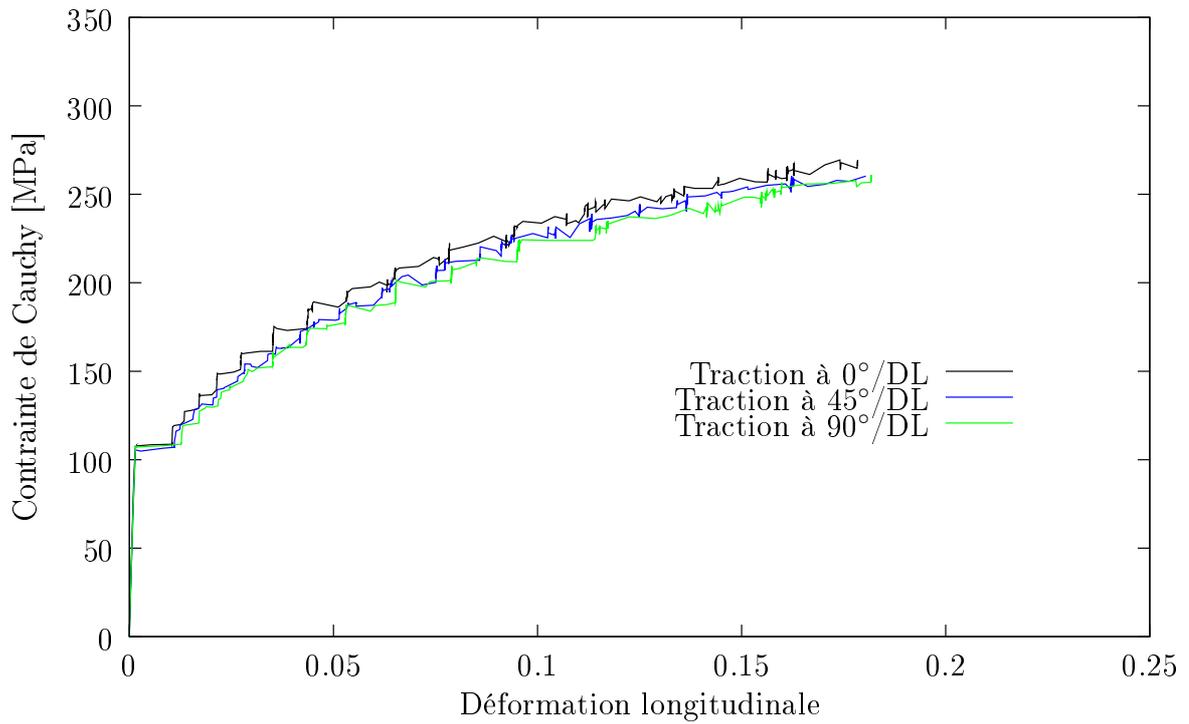


FIG. 2.5 – Essais de traction monotone à 0° , 45° et 90° par rapport à la DL pour l'alliage d'aluminium Al5754.

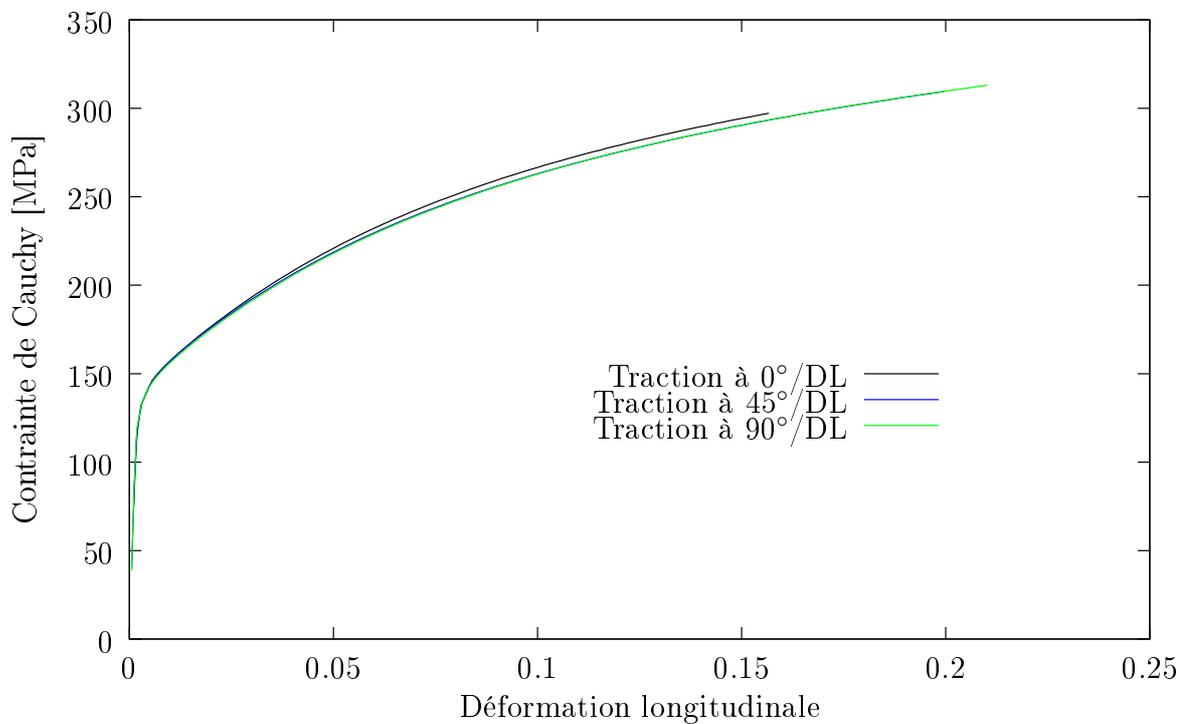


FIG. 2.6 – Essais de traction monotone à 0° , 45° et 90° par rapport à la DL pour l'alliage d'aluminium Al6016.

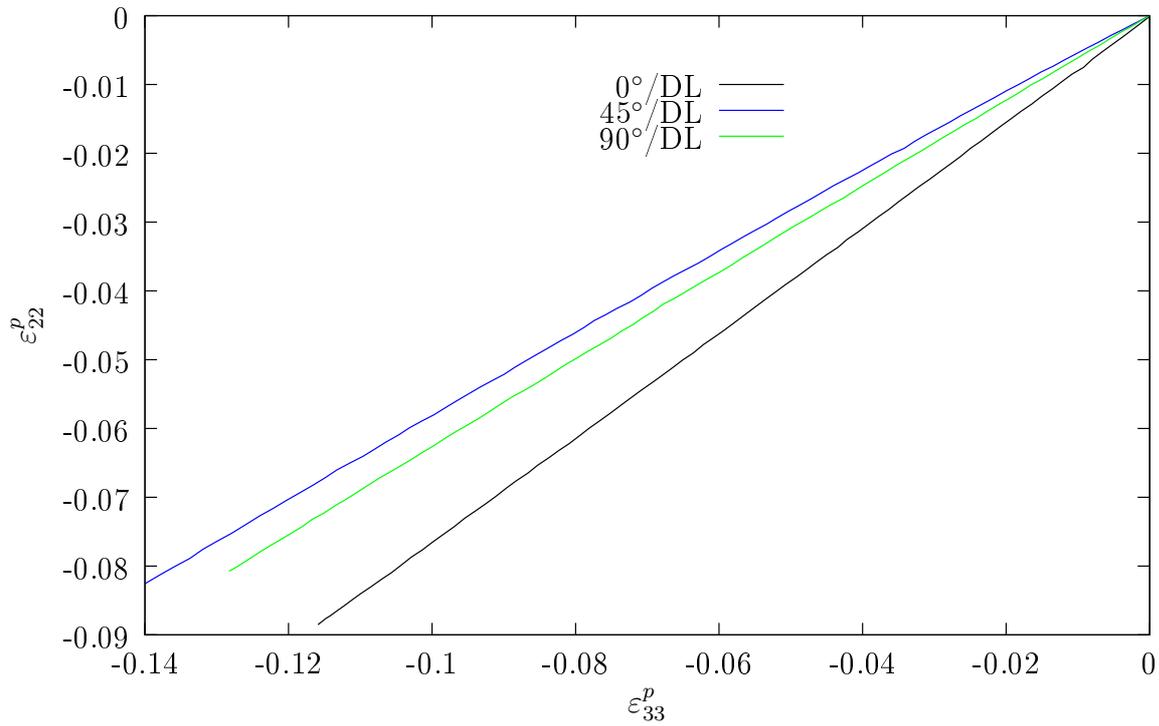


FIG. 2.7 – Mesure des coefficients d'anisotropie plastique pour l'alliage d'aluminium Al5754.

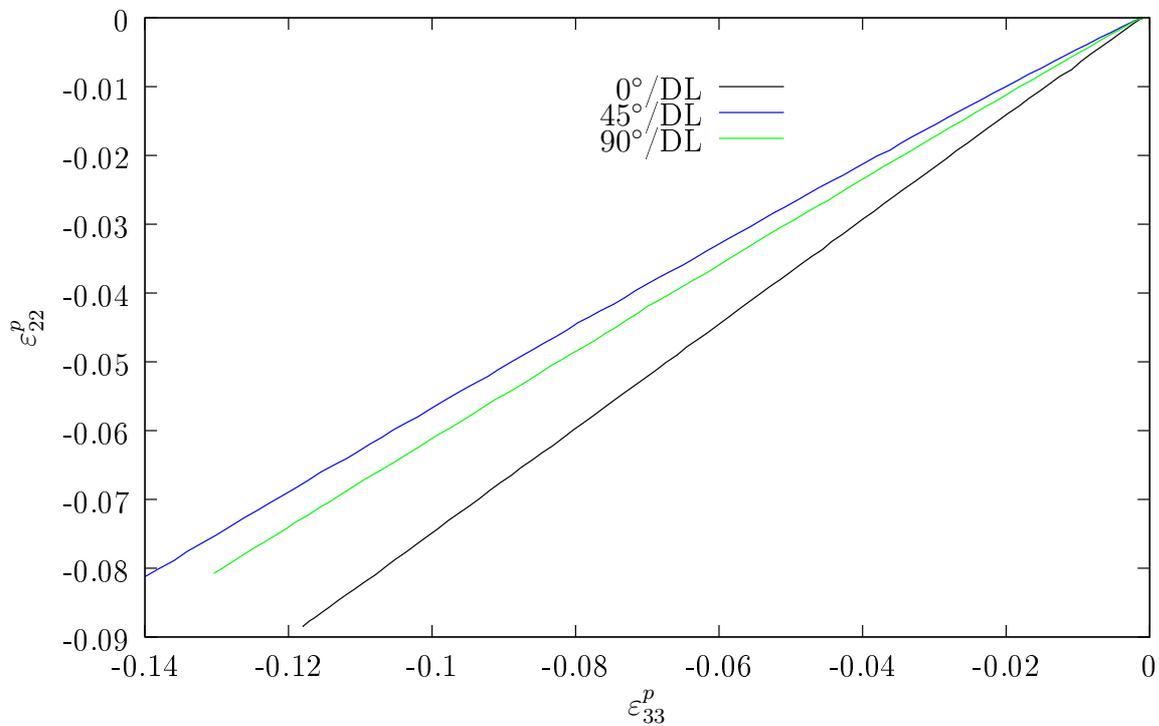


FIG. 2.8 – Mesure des coefficients d'anisotropie plastique pour l'alliage d'aluminium Al6016.

	Al5754			Al6016		
Orientation	0°	45°	90°	0°	45°	90°
E [MPa]	74620	75050	73620	73050	65590	66110
$Rp_{0,2}$	107	105	107	151	152	147
r_α	0.82	0.61	0.68	0.76	0.59	0.63

TAB. 2.3 – Valeurs des caractéristiques mécaniques mesurées sur l’Al5754 et l’Al6016 en fonction de l’orientation par rapport à la DL.

Influence de la vitesse de déformation

Des essais de traction pour différentes vitesses de déformation ont également été réalisés afin d’analyser l’influence de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau et de déterminer les paramètres des lois de comportement associés à la viscosité.

Dans le cas de l’Al5754, des essais avec sauts de vitesse ont été réalisés dans la DL (figure 2.9). Ainsi, une première charge jusqu’à 4% de déformation a été effectuée à une vitesse de déformation de $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Ensuite, la vitesse de déformation a été augmentée une première fois à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ pour une charge jusqu’à 8% de déformation, puis une seconde fois à $\dot{\epsilon} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ pour une charge jusqu’à 12% de déformation. Enfin, la vitesse de déformation a été ramenée à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ jusqu’à rupture de l’éprouvette. Entre chaque variation de la vitesse de déformation, un temps de relaxation de 240 s a été imposé.

Concernant l’Al6016, des essais de traction monotones à différentes vitesses de déformation ont été réalisés (figure 2.10). Les vitesses considérées sont $\dot{\epsilon} = 10^{-4}$, 10^{-3} et 10^{-2} s^{-1} .

Ces essais ont permis de montrer que le comportement de ces deux alliages est peu affecté par les effets visqueux à température ambiante, dans cette gamme de vitesses de déformation.

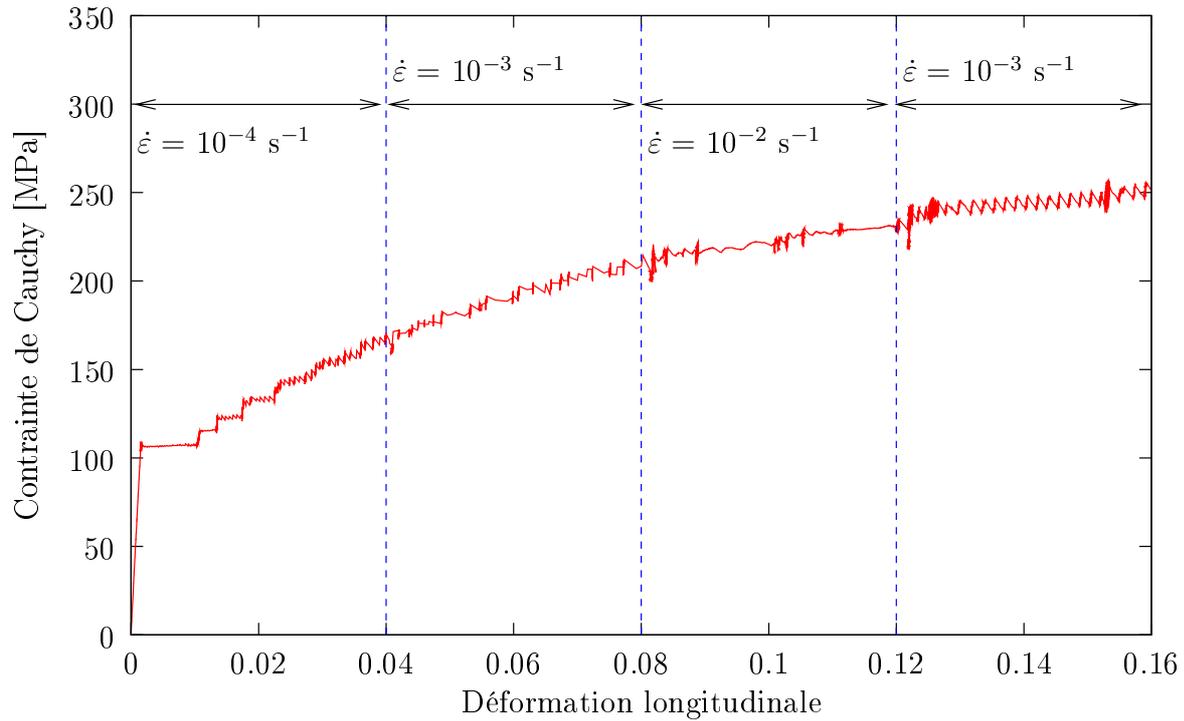


FIG. 2.9 – Influence de la vitesse de déformation sur le comportement de l’alliage d’aluminium Al5754.

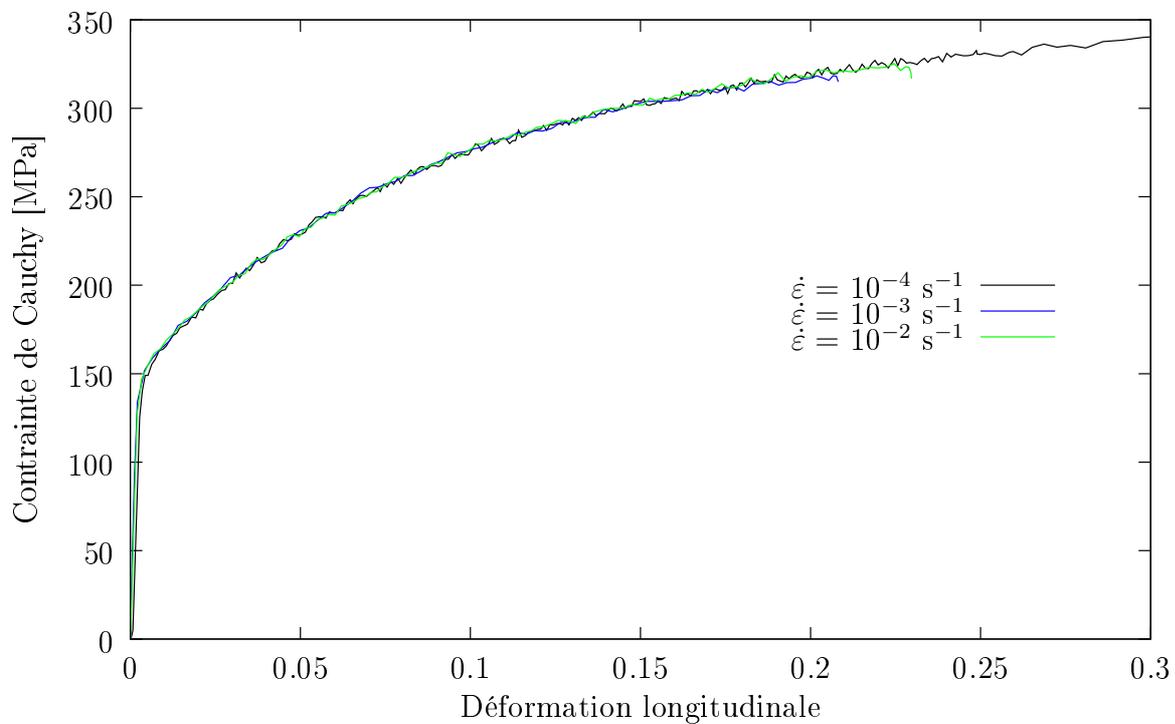


FIG. 2.10 – Influence de la vitesse de déformation sur le comportement de l’alliage d’aluminium Al6016.

Évolution du module apparent

Afin de déterminer l'évolution du module apparent d'élasticité, des essais de traction uniaxiale avec des charges suivies de décharges ont été réalisés pour chaque matériau. La figure 2.11 présente la courbe d'évolution de la contrainte en fonction de la déformation longitudinale pour l'Al5754. Les essais ont été conduits à une vitesse de déformation constante $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, en charge et en décharge.

Les mesures expérimentales du module apparent E_{ap} ont été obtenues à partir de la moyenne des pentes élastiques des décharges et charges consécutives. Une équation inspirée de [Gélin et al., 2005] et permettant d'exprimer le module apparent en fonction de la déformation plastique équivalente $\bar{\epsilon}^p$, est utilisée pour décrire ces mesures :

$$E_{ap}(\bar{\epsilon}^p) = E_0 - (E_0 - E_\infty)(1 - \exp(-\beta(\bar{\epsilon}^p)^q)) \quad (2.3)$$

où E_0 est le module d'élasticité initial dans la direction de laminage (noté E dans les tableaux 2.1, 2.2 et 2.3), E_∞ est le seuil de saturation, et β et q sont des paramètres matériaux. L'identification des paramètres E_∞ , β et q est réalisée par une minimisation par la méthode des moindres carrés. Les valeurs des coefficients identifiés sont données dans les tableaux 2.4.

Matériau	E_0	E_∞	β	q
Al5754	74620	65054	8.5213	0.8322
Al6016	73050	63317	11.2714	0.6147

TAB. 2.4 – Valeurs des paramètres matériaux de l'évolution du module d'élasticité apparent sur l'Al5754 et l'Al6016 dans la DL en fonction de la déformation plastique équivalente.

La figure 2.12 présente les valeurs expérimentales de l'évolution du module apparent pour les deux matériaux ainsi que les identifications obtenues à partir de l'équation 2.3.

On peut observer une grande dispersion des points expérimentaux concernant l'alliage d'aluminium Al5754. Ceci est dû à l'effet PLC, qui rend les mesures des pentes lors des décharges et charges difficiles à estimer. L'influence de l'évolution du module d'élasticité apparent sera testée au chapitre 4 sur la simulation du procédé d'emboutissage du godet cylindrique et la prédiction du retour élastique, pour l'alliage d'aluminium Al6016.

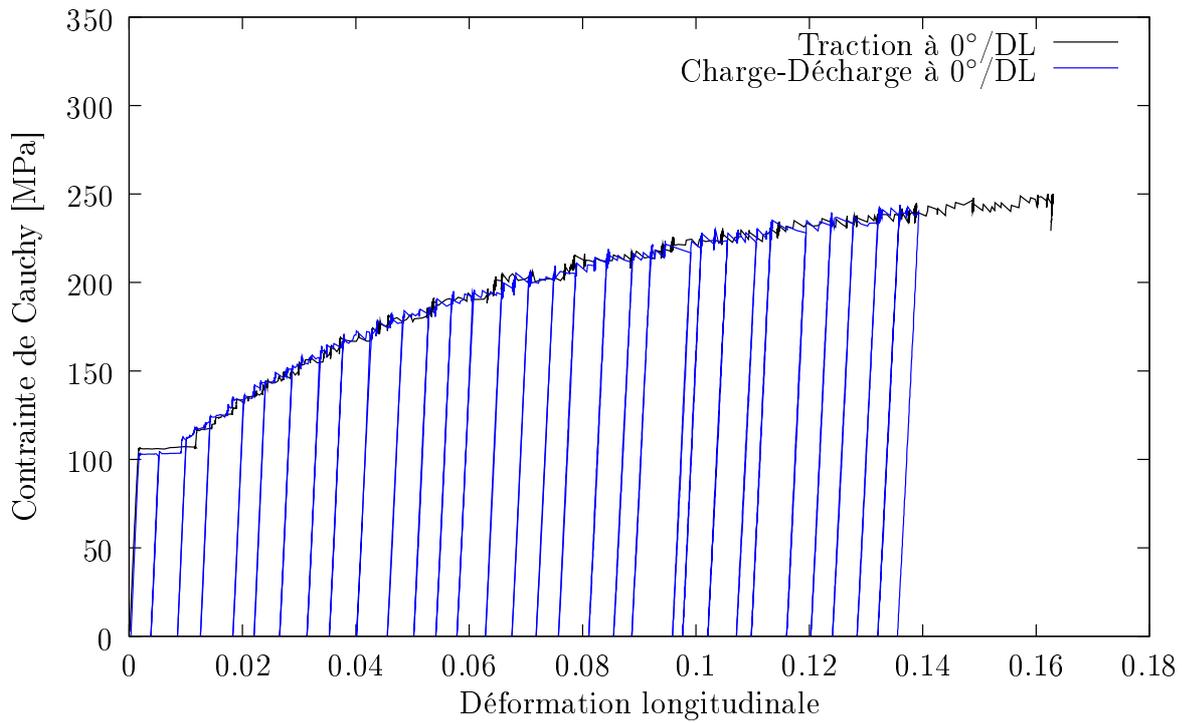


FIG. 2.11 – Essai de traction avec charge-décharge pour l'alliage d'aluminium Al5754.

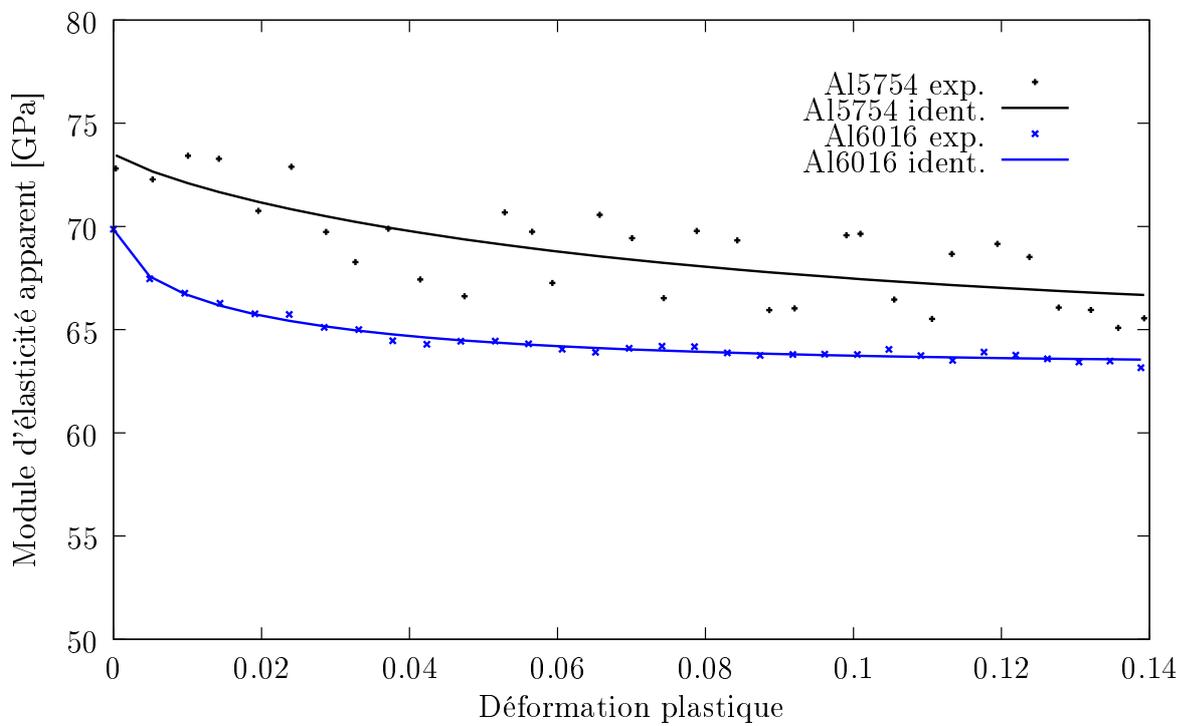


FIG. 2.12 – Évolution du module apparent d'élasticité en fonction de la déformation pour les alliages d'aluminium Al5754 et Al6016.

2.2.2 Essais de cisaillement

La caractérisation mécanique des matériaux en traction a été complétée par des essais de cisaillement réalisés sur un dispositif spécifique [Thuillier et Manach, 2009]. L'essai de cisaillement présente un grand intérêt pour l'étude expérimentale des lois de comportement car il s'agit, avec le test de traction uniaxiale, du seul test pouvant être considéré comme homogène dans le cas des tôles minces [Rauch et G'Sell, 1989]. De plus, la symétrie de ce montage permet de réaliser des essais cycliques en inversant la direction de sollicitation (figure 2.13). Ce type d'essai permet également de mettre en évidence l'effet Bauschinger [Gau et Kinzel, 2001a, Lee et al., 2005b] et de mesurer les paramètres matériaux des lois de comportement intégrant un écrouissage cinématique. L'effet Bauschinger est caractérisé par une limite d'élasticité à la recharge plus faible que la contrainte atteinte en fin de charge.

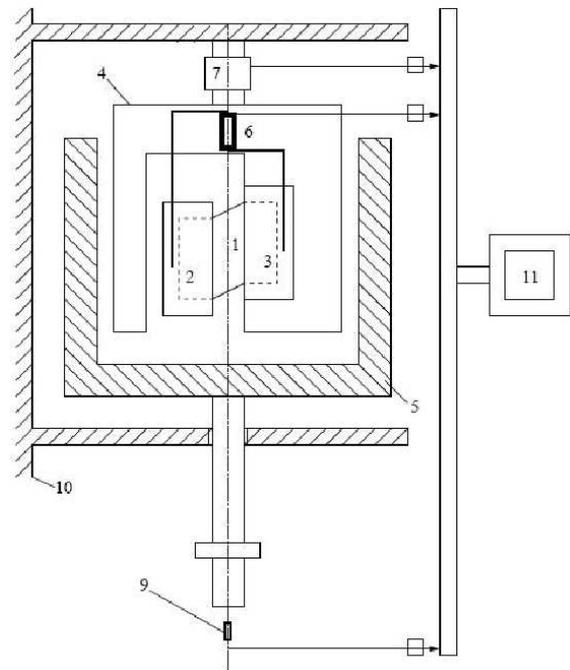


FIG. 2.13 – Schéma de principe du dispositif de cisaillement.

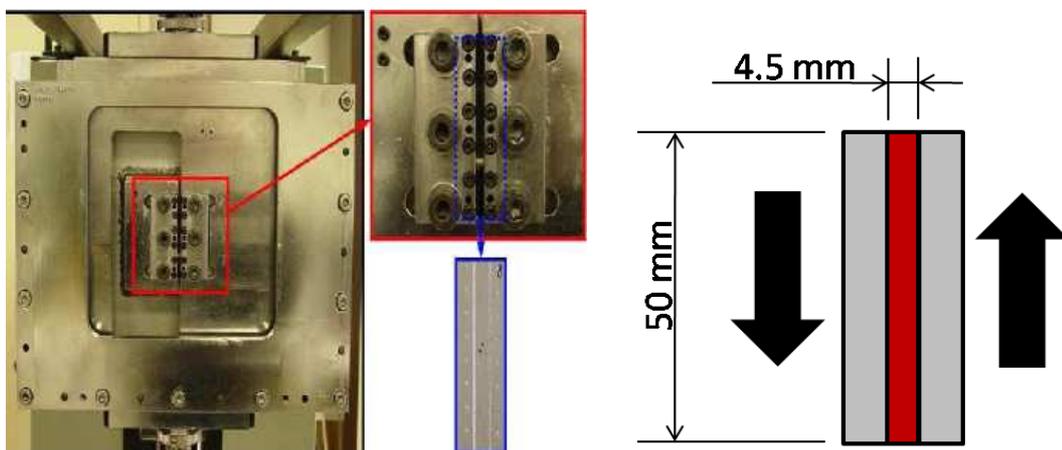


FIG. 2.14 – Schéma de principe du dispositif de cisaillement et photographie du montage : en rouge le dispositif de serrage et en bleu l'éprouvette [Thuillier et Manach, 2009].

Les éprouvettes de cisaillement ont pour dimensions $18 \times 50 \times 1 \text{ mm}^3$ et la largeur de la zone cisailée est de 4.5 mm (figure 2.14). Des essais de cisaillement monotone ont été menés sur des éprouvettes à 0° , 45° et 90° de la DL. Les conditions expérimentales sont identiques à celles des essais de traction. La mesure de la déformation de cisaillement γ est effectuée par suivi optique

à l'aide du système de mesure *Aramis*. La vitesse de déformation appliquée est $\dot{\gamma} = 2.10^{-3}\text{s}^{-1}$. Si on considère l'hypothèse d'une cinématique de glissement simple pour l'essai de cisaillement, le tenseur gradient de transformation \mathbf{F} s'écrit :

$$\mathbf{F} = \mathbf{I} + F_{12} \cdot \vec{b}_1 \otimes \vec{b}_2 \quad (2.4)$$

La composante de cisaillement du tenseur des contraintes de Cauchy τ se déduit de la mesure de l'effort F et est définie par la relation $\tau = F/S$, la section S étant constante pendant l'essai. Les données observables au cours de l'essai sont le temps t , le glissement F_{12} mesuré avec *Aramis* et la contrainte de Cauchy. Comme pour les essais de traction simple, les résultats sont très reproductibles (figure 2.15).

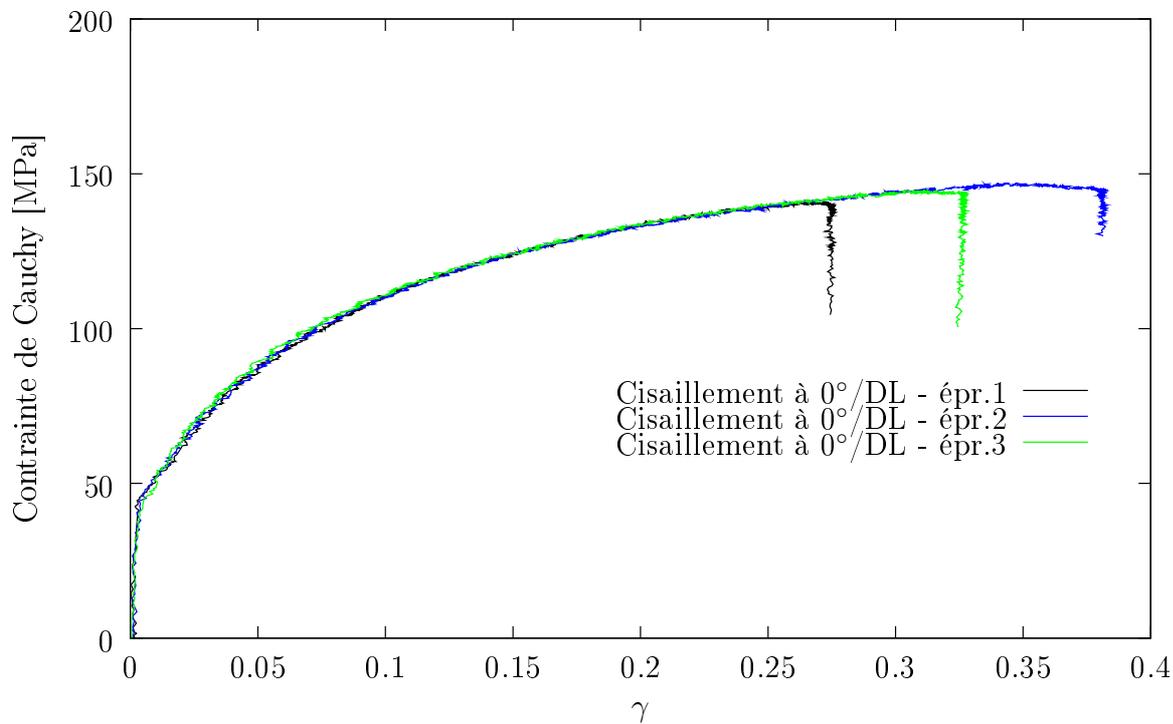


FIG. 2.15 – Répétabilité des essais de cisaillement monotone dans la DL pour l'alliage d'aluminium Al5754.

Les figures 2.16 et 2.17 montrent que les caractéristiques mécaniques à 45° sont légèrement inférieures à celles à 0° et 90° par rapport à la DL. Il est à noter qu'au cours de ces essais pour l'alliage Al5754, les discontinuités dues à l'effet PLC ne sont pas observées pour ce mode de déformation.

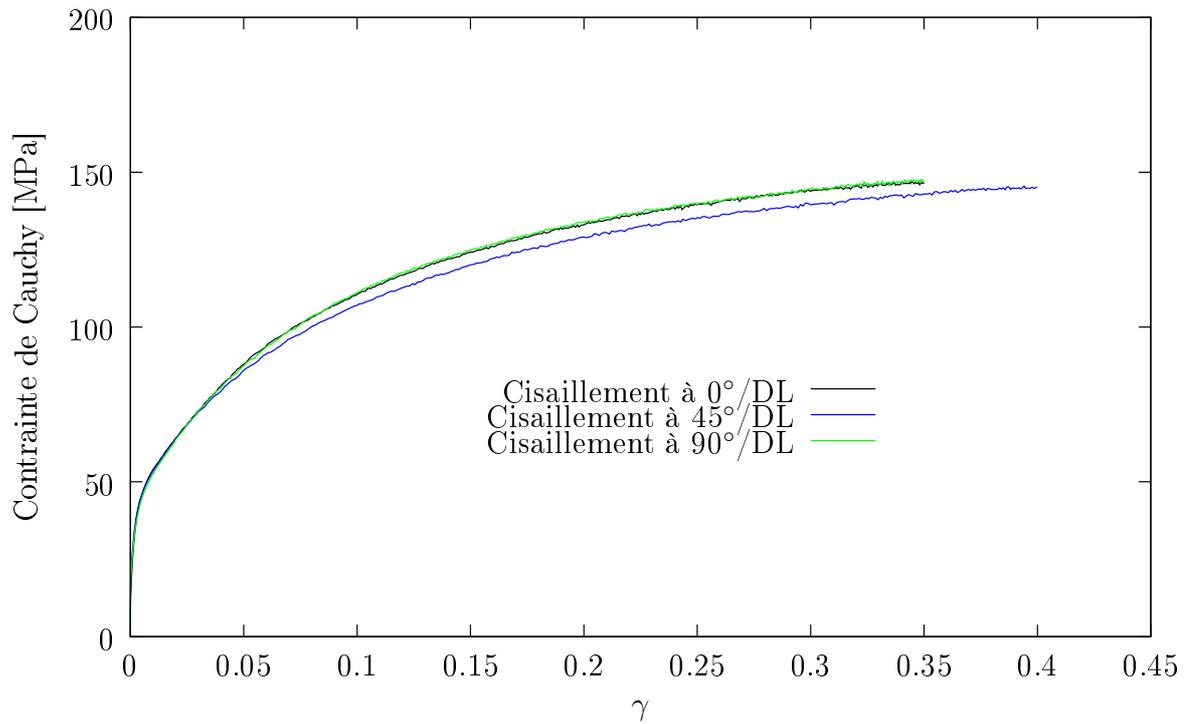


FIG. 2.16 – Essais de cisaillement monotone à 0°, 45° et 90° par rapport à la DL pour l’alliage d’aluminium Al5754.

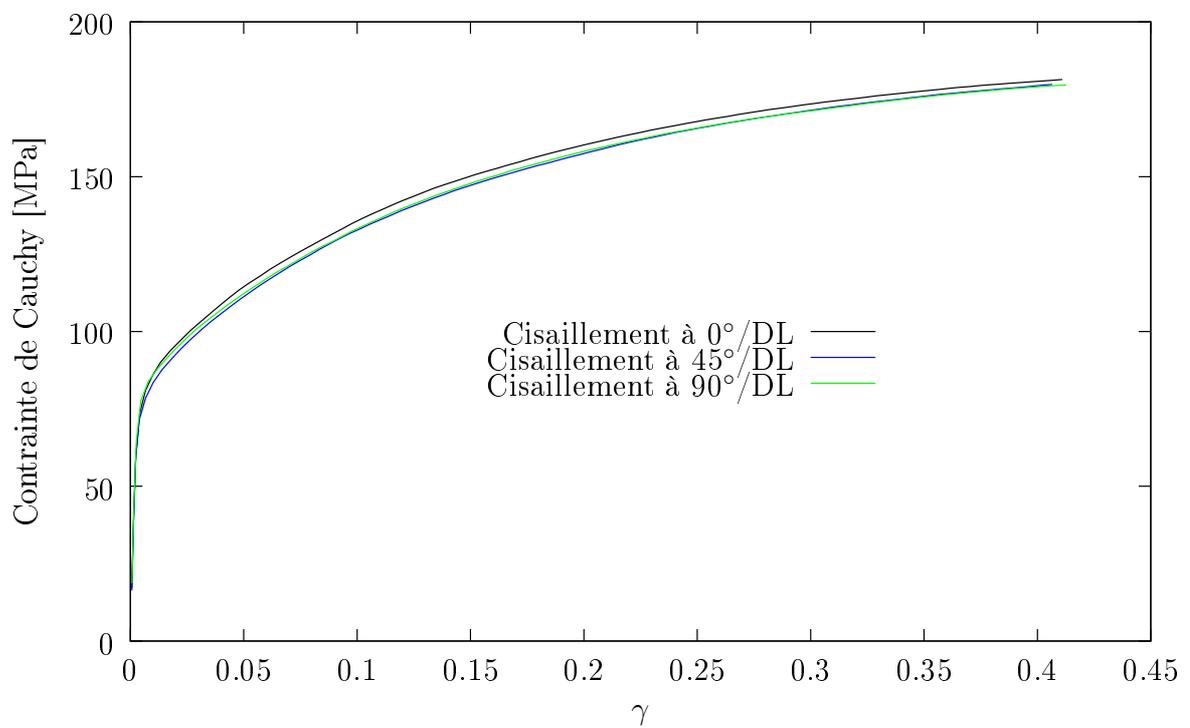


FIG. 2.17 – Essais de cisaillement monotone à 0°, 45° et 90° par rapport à la DL pour l’alliage d’aluminium Al6016.

Essais de cisaillement cyclique

Des essais de cisaillement cyclique ont été également réalisés de façon à mettre en évidence l'effet Bauschinger pour caractériser les paramètres d'écrouissage cinématique (figures 2.18 et 2.19). Ces essais sont réalisés dans la DL uniquement et composés d'une charge jusqu'à différentes valeurs du cisaillement γ , puis d'une décharge jusqu'à rupture de l'éprouvette. Le pilotage des différents essais est effectué par contrôle du déplacement de la traverse. En raison des nombreuses pièces mécaniques mobiles du dispositif, la déformation de l'éprouvette engendrée par le déplacement de la machine est difficile à contrôler. Ainsi, les inversions de charge pour l'alliage d'aluminium Al5754 interviennent pour des déformations de $\gamma = 0.1, 0.2$ et 0.3 , et pour des déformations de 0.09 et 0.16 pour l'alliage d'aluminium Al6016.

Il est intéressant de noter que pour les deux alliages d'aluminium considérés, l'effet Bauschinger, caractérisé par une limite d'élasticité à la recharge inférieure à celle atteinte en fin de charge, est peu important.

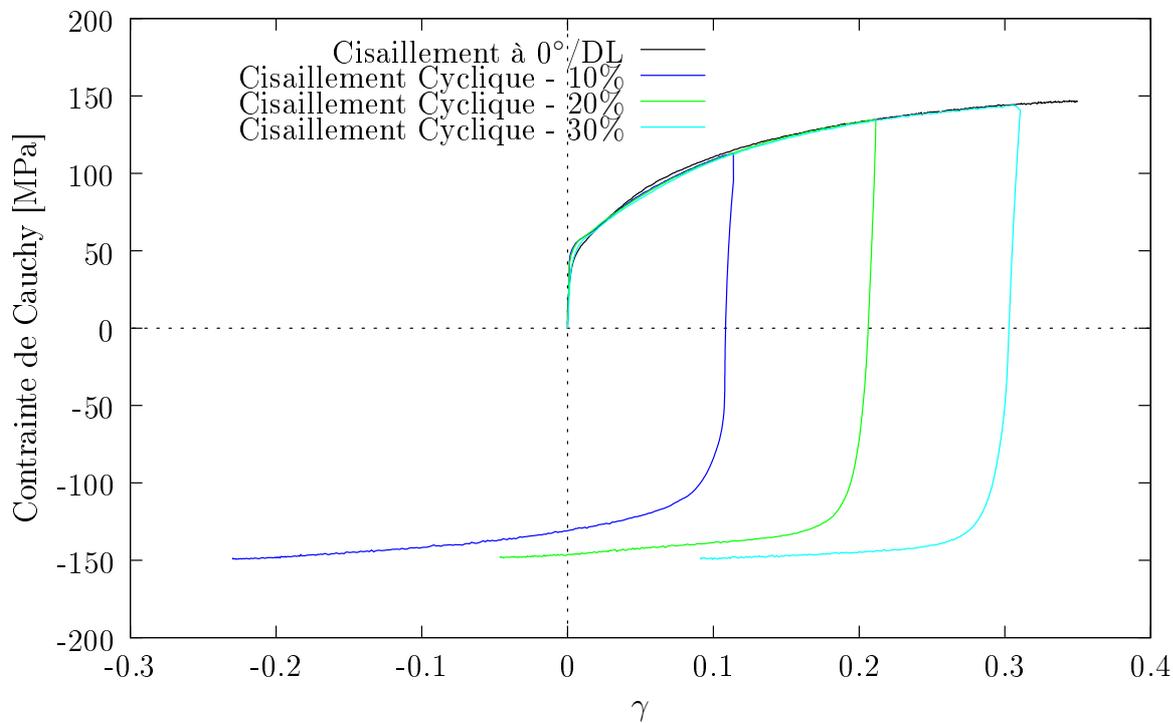


FIG. 2.18 – Essais de cisaillement cyclique dans la DL pour l'alliage d'aluminium Al5754.

Les essais présentés dans ce paragraphe ont permis de caractériser le comportement mécanique des deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016. Les essais de traction uniaxiale ont mis en évidence la faible anisotropie de la contrainte d'écoulement et l'anisotropie de la déformation. Ils ont également permis de vérifier la faible influence de la vitesse de déformation sur le comportement de chacun de ces matériaux dans la plage 10^{-4} à 10^{-2} s^{-1} . Une loi d'évolution du module apparent d'élasticité a été déterminée en fonction de la déformation plastique équivalente, à partir des essais de traction avec charge/décharge pour les deux alliages d'aluminium. L'effet Bauschinger a été caractérisé grâce aux essais de cisaillement cyclique.

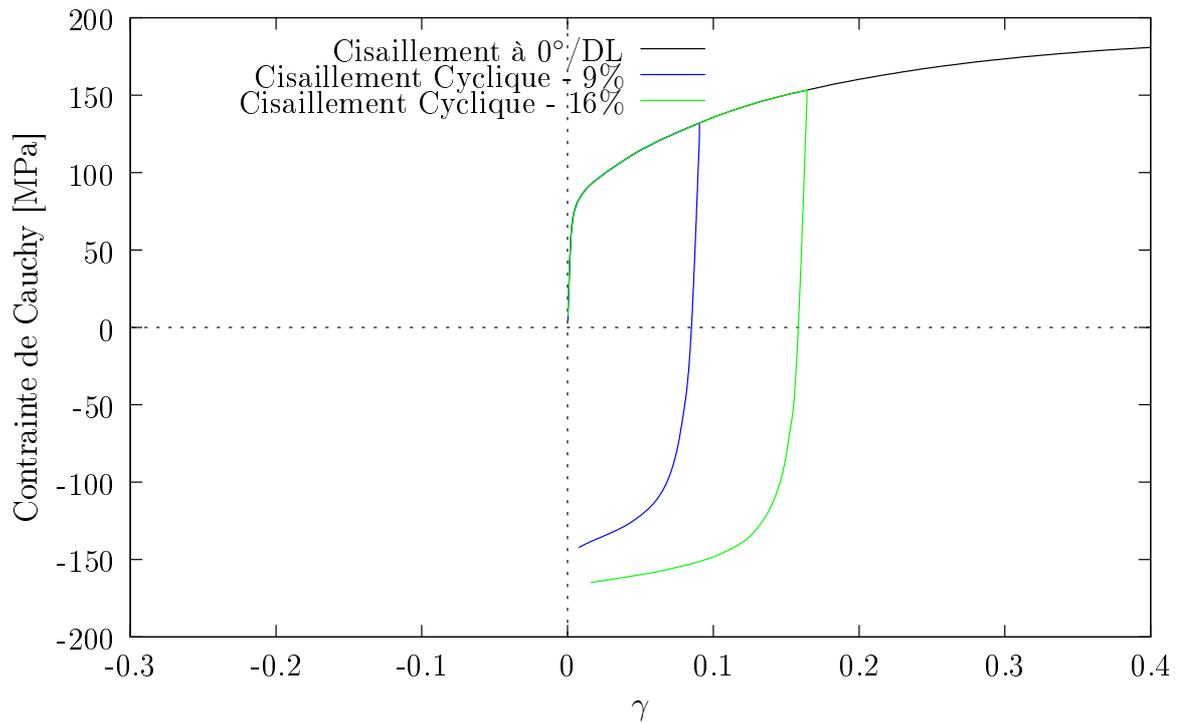


FIG. 2.19 – Essais de cisaillement cyclique dans la DL pour l'alliage d'aluminium Al6016.

Le paragraphe suivant est consacré aux essais d'emboutissage et à l'étude du retour élastique, en suivant le protocole proposé par Demeri [Demeri et al., 2000]. Une étude approfondie des paramètres d'emboutissage et de leur influence sur le retour élastique est proposée dans le cas de la nuance Al6016.

2.3 Essais d'emboutissage et retour élastique

Le dispositif d'emboutissage des godets cylindriques a été mis au point au laboratoire [Thuillier et al., 2002] à l'occasion de la participation au benchmark Numisheet'99. Dans un premier temps, il est utilisé à température ambiante, sur une machine de traction *Instron 8803* dont la capacité est de 500 kN.

2.3.1 Conditions expérimentales

Le poinçon et la matrice ont respectivement un diamètre de $\varnothing 100$ mm et de $\varnothing 104.5$ mm. Leur rayon d'entrée respectif est de 5.5 mm pour le poinçon et de 8 mm pour la matrice. Les flans utilisés, de diamètre $\varnothing 170$ mm et d'épaisseur 1 mm, sont en alliage d'aluminium Al5754 et Al6016. La descente maximale du poinçon est de 60 mm et sa vitesse de progression est fixée à $0.5 \text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. Les godets obtenus après emboutissage complet du flan ont un diamètre extérieur de $\varnothing 104.5$ mm et une profondeur d'environ $46 \text{ mm} \pm 2 \text{ mm}$ (figure 2.20).

Afin de mieux contrôler les paramètres expérimentaux, le dispositif initial a été modifié et amélioré (figure 2.21). En effet, le serre-flan a été redimensionné par rapport au serre-flan initial [Thuillier et al., 2002] (épaisseur de 20 mm contre 10 mm pour le serre-flan initial) afin de résister aux déformations engendrées lors de l'emboutissage. De plus, le diamètre initial de $\varnothing 104.5$ mm, a été ajusté sur le diamètre du poinçon et mesure désormais $\varnothing 100$ mm. Un nouveau dispositif de serrage permettant d'appliquer un effort de serrage contrôlé a également été mis au point. Ce système de serrage comprend huit montages identiques composés de vis et rondelles ressorts ou "Belleville" (figures 2.21 et 2.22).



FIG. 2.20 – Godet cylindrique en alliage d'aluminium Al5754.

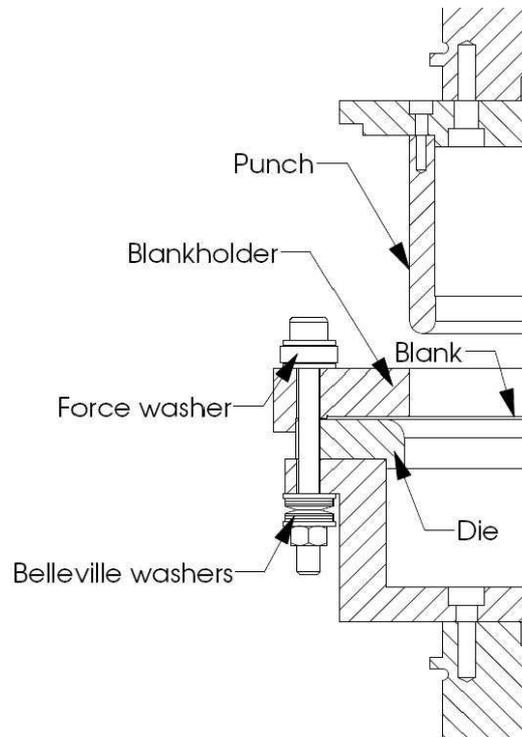
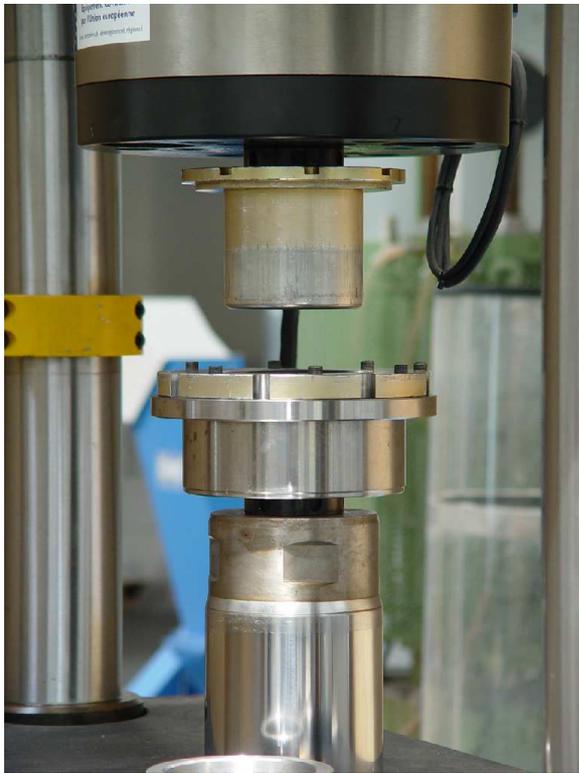


FIG. 2.21 – Photo du dispositif d'emboutissage de godets cylindriques et schéma du montage.

En appliquant un couple de serrage compris entre 5 et 10 Nm par vis, un montage en parallèle de deux empilements en série de trois rondelles ressorts génère un effort de serre-flan compris entre 16 kN à 50 kN. L'effort de serre-flan est fixé à $24 \text{ kN} \pm 1 \text{ kN}$ de façon à assurer la réalisation de godets sans plis tout en évitant la rupture du flan. L'utilisation de quatre capteurs d'efforts adaptables sur ce système de serrage, permet de mesurer l'évolution de l'effort de serre-flan au cours de l'emboutissage. Ces capteurs d'effort sont des anneaux montés sur les vis du système de serrage entre les têtes de vis et le serre-flan. Ils sont disposés en croix sur le serre-flan afin de contrôler également l'équilibrage du serrage lors du montage. La charge maximale en utilisation tolérée par ces capteurs est de 60 kN. Avant mise en forme, une couche de lubrifiant – Yushrio

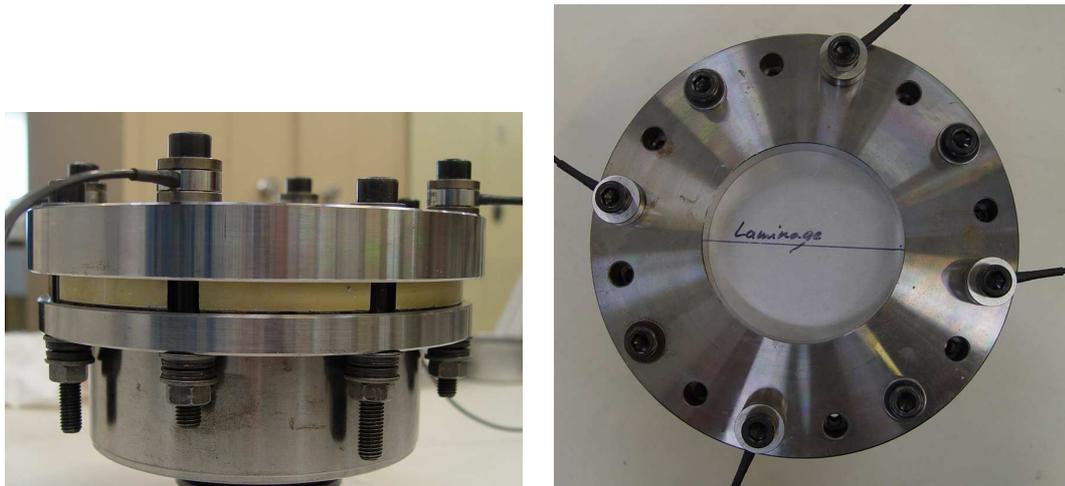


FIG. 2.22 – Système de serrage et cellules de force.

Former FD-1500 – est appliquée sur chaque face du flan pour limiter les frottements et favoriser le glissement entre la tôle et les outils.

La figure 2.23 présente les évolutions de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour trois emboutissages réalisés sur l'alliage d'aluminium Al5754. Elle montre également l'évolution de l'effort de serre-flan en fonction de l'avancement du poinçon. La valeur d'effort fournie correspond à une moyenne des valeurs enregistrées par les quatre capteurs d'effort au cours de l'emboutissage. Ces figures montrent la très bonne répétabilité des essais. La hauteur, le profil et l'épaisseur des godets emboutis sont mesurés à l'aide d'une machine de mesure tridimensionnelle (MMT).

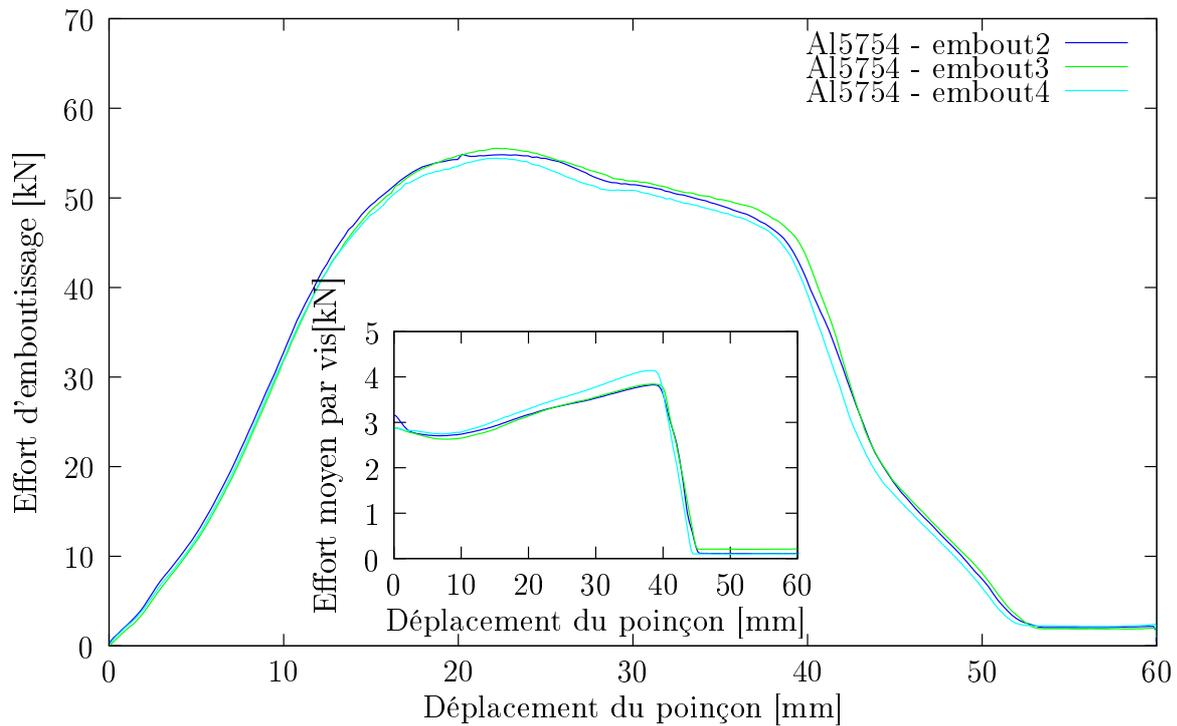


FIG. 2.23 – Répétabilité des essais d'emboutissage pour l'alliage d'aluminium Al5754 – Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon. En incrustation : effort de serre-flan moyen par vis en fonction du déplacement du poinçon.

2.3.2 Paramètres mesurés au cours du procédé d'emboutissage

Effort d'emboutissage

L'évolution de l'effort sur le poinçon en fonction de son déplacement pour chaque matériau est présentée sur la figure 2.24. La valeur maximale atteinte au cours de l'emboutissage est environ 56 kN pour l'alliage d'aluminium Al5754 et environ 68 kN pour l'Al6016.

Il est à noter que l'effort en fin d'emboutissage n'est pas nul à cause du frottement entre la collerette du godet, complètement avalé, et le mur de la matrice. L'effort résiduel est d'environ 2kN pour l'Al5754 et de 3.5kN pour l'Al6016. Au cours de cette étape où le godet glisse sur la matrice, cet effort résiduel permet d'estimer le coefficient de frottement entre la tôle et les outils, qui correspond ici à 0.18.

Épaisseur

L'épaisseur du mur du godet est mesurée pour différentes positions dans la hauteur. On mesure les coordonnées des profils intérieur et extérieur avec une machine à mesurer tridimensionnelle, puis les profils sont lissés à l'aide d'une spline. Les valeurs de l'épaisseur sont calculées tous les millimètres et les résultats présentés sont une moyenne des valeurs mesurées à 0° et 180° , 90° et 270° , 45° et 225° , 135° et 315° par rapport à la DL.

Les figures 2.25 et 2.26 présentent pour chaque matériau l'évolution de l'épaisseur dans la hauteur du mur du godet, dans la DL, à 45° et 90° de la DL. L'évolution des différentes épaisseurs est cohérente avec l'évolution observée dans [Willis, 1957] sur la figure 1.5.

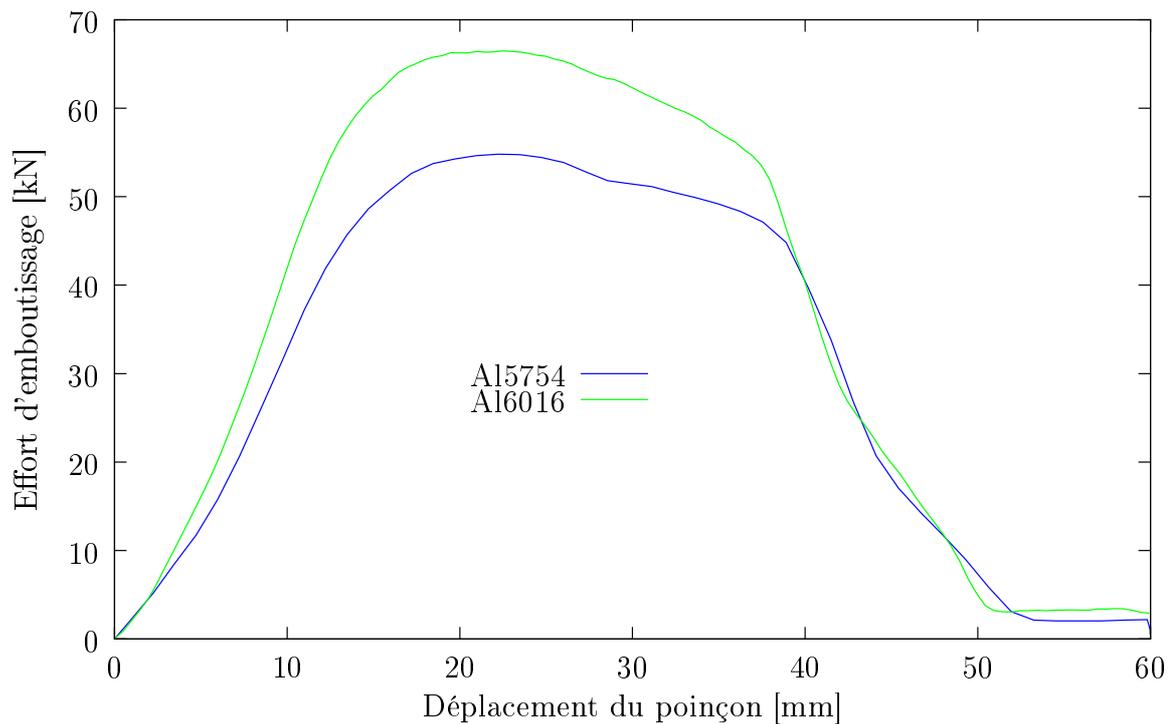


FIG. 2.24 – Courbes d'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour les alliages d'aluminium Al5754 et Al6016.

Dans la zone basse du mur (proche du fond du godet), un amincissement apparaît, dû à l'étiement de la matière au début de l'emboutissage, puis un épaissement est observé dans la partie haute du mur, dû au phénomène de rétreint.

Les épaisseurs mesurées à 45° et 90° de la DL pour l'Al5754 sont sensiblement égales tandis que l'épaisseur dans la DL est nettement supérieure (voir la figure 2.25). Ce résultat est cohérent avec le fait que les cornes les plus grandes ont été relevées dans la DL. Il est à noter que des cornes apparaissent également dans la DT, mais celles-ci restent plus petites que dans la DL. En ce qui concerne l'Al6016, les épaisseurs dans la DL et à 45° sont égales et supérieures à l'épaisseur dans la DT (figure 2.26).

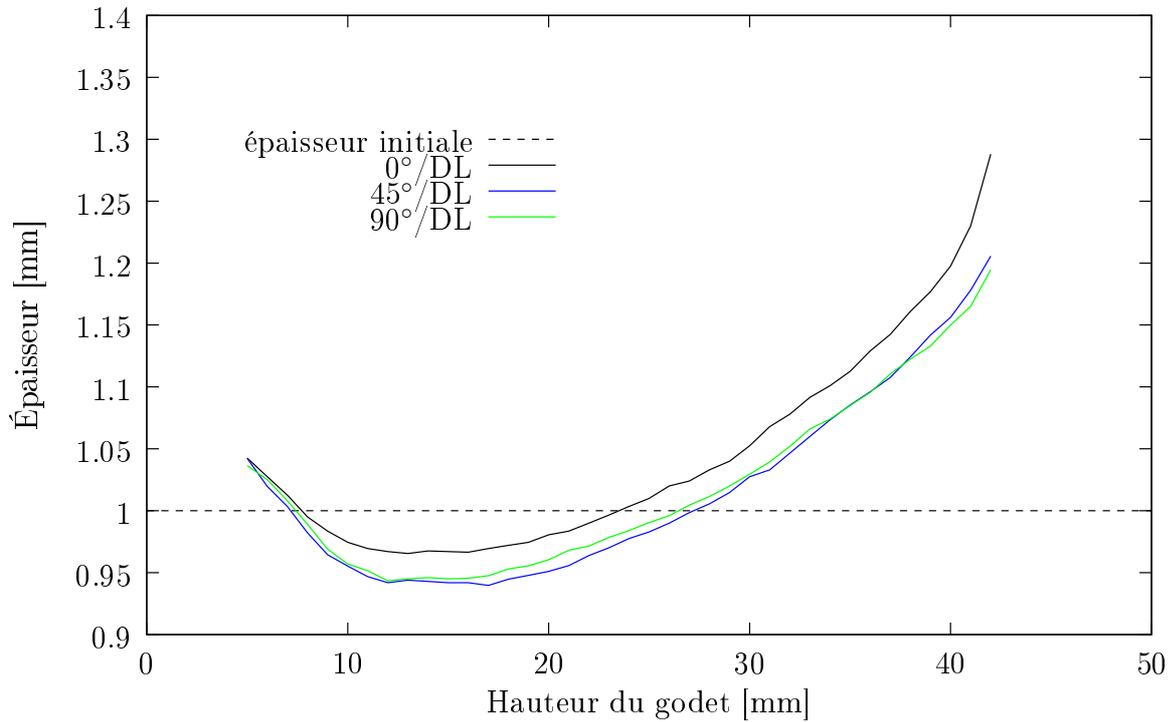


FIG. 2.25 – Évolution de l'épaisseur dans le mur du godet à 0, 45 et 90° de la DL pour l'alliage d'aluminium Al5754.

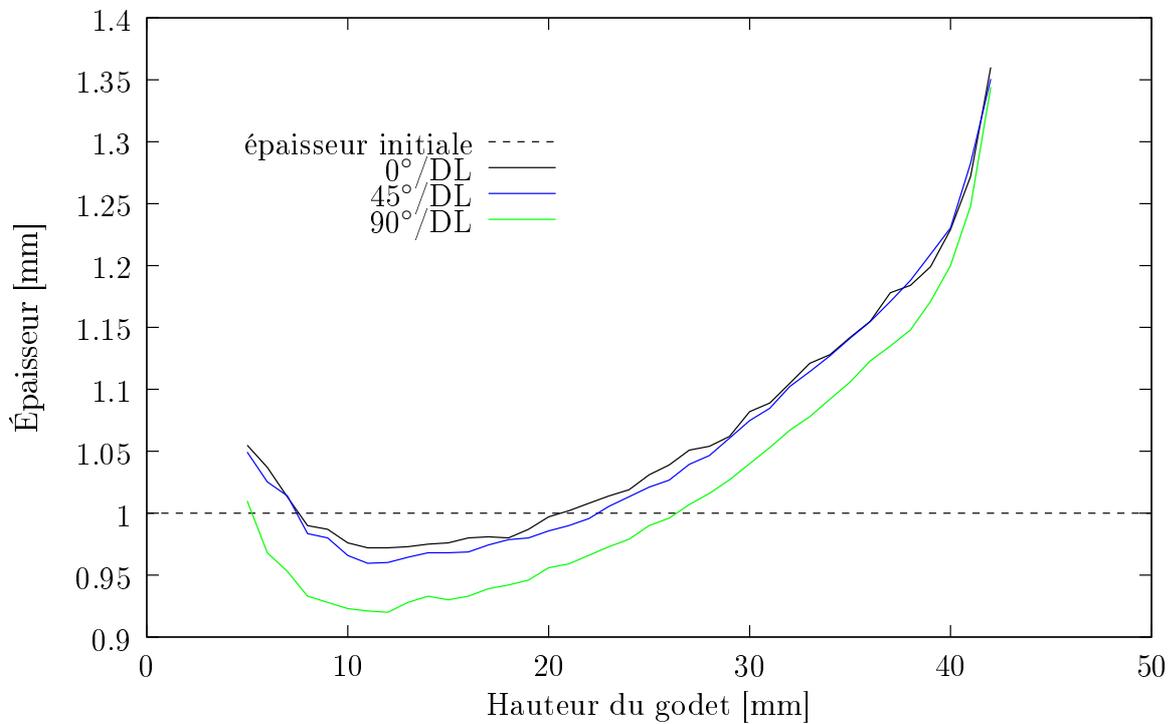


FIG. 2.26 – Évolution de l'épaisseur dans le mur du godet à 0, 45 et 90° de la DL pour l'alliage d'aluminium Al6016.

Découpe et retour élastique

Conformément au protocole décrit dans [Demeri et al., 2000], l'anneau est découpé à 15 mm du fond du godet et mesure 20 mm de hauteur (figure 2.27). La découpe de l'anneau est réalisée par tronçonnage après montage du godet sur un tour. La partie haute du godet est d'abord découpée, puis la partie basse est supprimée pour ne conserver que l'anneau (figure 2.28).

L'ouverture de l'anneau est réalisée suivant la direction de laminage. La mesure du retour élastique est obtenue au moyen d'une machine à mesurer tridimensionnelle et montrant une ouverture de l'anneau de 64 ± 3 mm pour l'Al5754 et de 72 ± 1 mm pour l'Al6016. L'ouverture est mesurée suivant une ligne droite reliant les extrémités de l'anneau découpé (figure 2.28). Ces résultats sont obtenus par moyenne des ouvertures constatées sur un total de cinq essais pour chaque matériau.

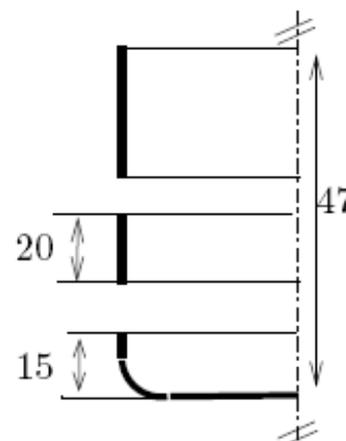


FIG. 2.27 – Position de l'anneau dans le mur du godet.



FIG. 2.28 – Godet embouti puis découpe de l'anneau et mesure du retour élastique après ouverture de l'anneau sur l'alliage d'aluminium Al5754.

Il est à noter qu'après ouverture, l'anneau est légèrement conique et non cylindrique ; ceci est lié à la variation d'épaisseur de la tôle après emboutissage dans le mur du godet. L'ouverture est moins grande en haut de l'anneau découpé (dû à l'excédent de matière) qu'en bas de l'anneau.

2.3.3 Influence de l'effort de serre-flan

L'influence de l'effort de serre-flan a été analysée à partir des résultats d'effort sous poinçon et d'épaisseur lors de la mise en forme de l'alliage d'aluminium Al6016, ainsi que sur le retour élastique après emboutissage. Trois efforts de 24kN, 48kN et 72kN, sont appliqués sur le serre-flan. Afin de pouvoir appliquer un effort de 72kN, une rondelle ressort a été ajoutée dans chaque empilement en série. La vitesse de descente du poinçon est fixée à 0.5 mm.s^{-1} .

La figure 2.29 met en évidence l'importance de l'effort de serre-flan sur l'évolution des efforts au cours du procédé d'emboutissage. Ainsi, plus l'effort de serrage est important, plus l'effort d'emboutissage est élevé. Il est à noter qu'un effort de serrage de l'ordre de 100 kN a été appliqué, mais que celui-ci a conduit à la déchirure du flan lors de son emboutissage.

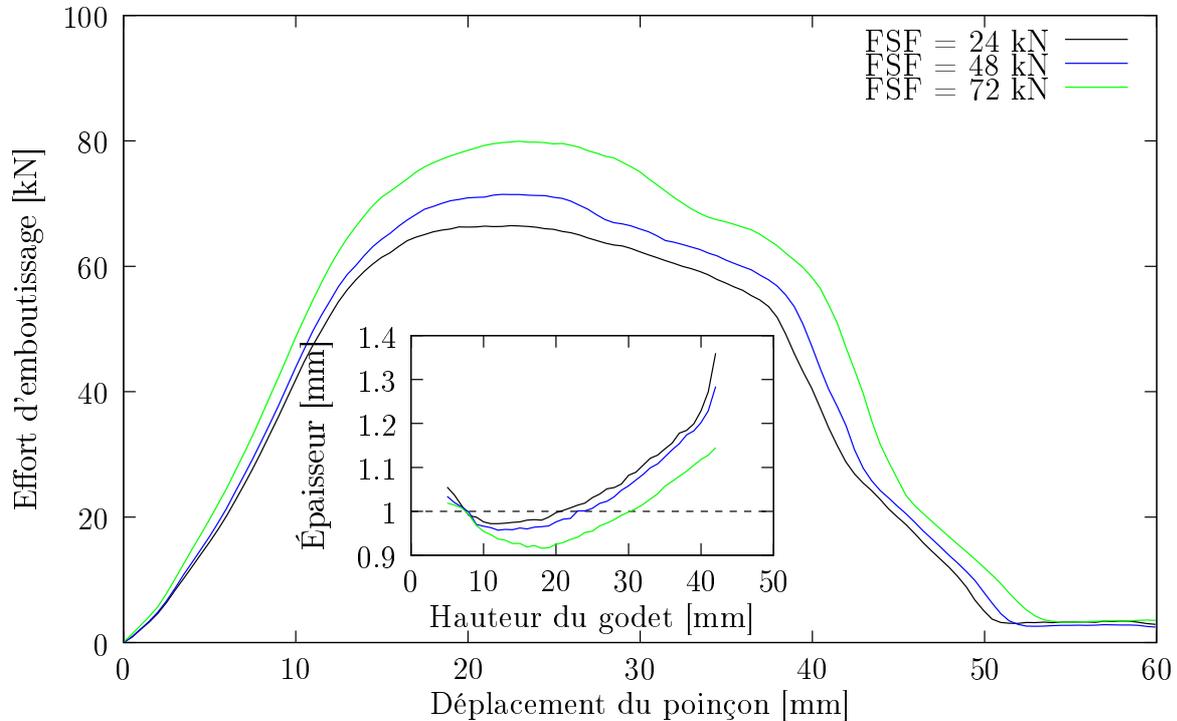


FIG. 2.29 – Évolution de l'effort d'emboutissage, pour trois couples de serrage appliqués correspondant à des efforts de 24kN, 48kN et 72kN – Al6016. En incrustation : évolution de l'épaisseur dans la DL en fonction de la hauteur du godet.

La figure 2.29 présente également l'influence de l'effort de serrage sur l'évolution de l'épaisseur dans le mur du godet dans la DL. Plus l'effort de serrage est important, plus l'épaisseur du mur est faible, et ce quelque soit l'orientation. Les courbes d'évolution de l'épaisseur à 45° et 90° de la DL, pour les différentes valeurs de serrage, présentent des résultats similaires. Ceci est dû à une force de retenue plus importante de la tôle prise entre le serre-flan et la matrice, qui va conduire à l'étirement plus important du mur du godet, et par conservation du volume à une épaisseur moins importante.

En ce qui concerne l'ouverture de l'anneau après découpe, on constate qu'elle est également affectée par l'effort de serre-flan. Ainsi, l'ouverture constatée passe d'une valeur de 72 mm pour un effort initial de 24 kN, à une valeur moyenne de 71.5 mm lors de l'application d'un effort de 48 kN, pour finalement chuter à 65 mm pour un effort de 72 kN. Ceci peut être justifié par le fait que lorsque l'effort de serre-flan augmente, l'épaisseur diminue (figure 2.29).

2.3.4 Influence de la vitesse d'emboutissage

L'influence de la vitesse du poinçon au cours de la mise en forme a été testée sur l'alliage d'aluminium Al6016. L'effort de serre-flan imposé est fixé à 48 kN. En fonction des capacités

de la machine, trois vitesses d'emboutissage ont été considérées, à savoir 0.5 , 1 et 5 mm.s^{-1} . La figure 2.30 montre l'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour les différentes vitesses considérées. On constate que la vitesse du poinçon n'a que peu d'influence sur l'effort d'emboutissage, même si l'effort observé pour une vitesse de 5 mm.s^{-1} est légèrement inférieur à ceux observés pour les deux autres vitesses, à savoir 0.5 et 1 mm.s^{-1} .

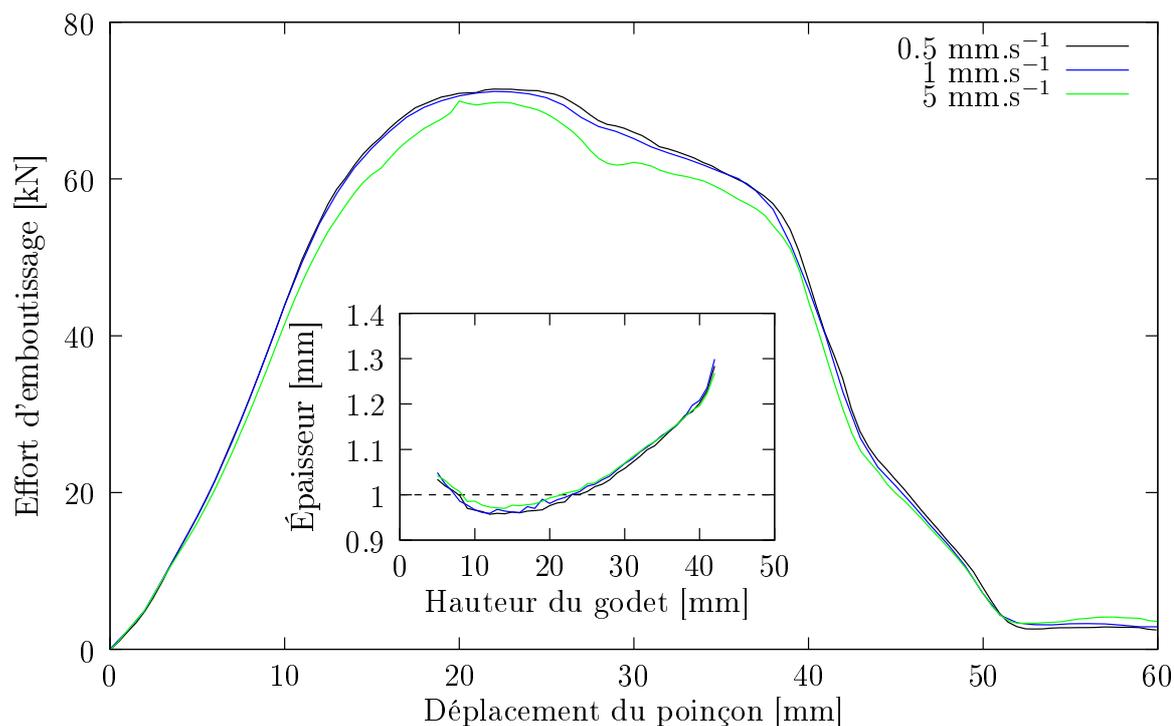


FIG. 2.30 – Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction de la vitesse du poinçon – Al6016. En incrustation : évolution de l'épaisseur dans la DL dans la hauteur du godet.

L'évolution de l'épaisseur dans la DL suit la même tendance, puisque les courbes d'évolution sont quasiment superposées (figure 2.30). Pour les autres orientations (45° et 90°), les résultats sont similaires, ce qui est cohérent si l'on considère les résultats en traction avec saut de vitesse obtenus pour ce matériau et présentés dans le paragraphe 2.2.1. En effet, on a vu dans cette partie, la très faible dépendance de l'Al6016 à la vitesse de sollicitation.

En ce qui concerne le retour élastique, la variation de la vitesse d'emboutissage n'a encore que peu d'influence. Les ouvertures d'anneau sont en effet de 71.5 mm , 72.4 mm et 72.1 mm respectivement pour des vitesses de poinçon de 0.5 mm.s^{-1} , 1 mm.s^{-1} et 5 mm.s^{-1} . Le tableau 2.5 présente un récapitulatif des ouvertures expérimentales observées en fonction des différentes conditions expérimentales.

Vitesse du poinçon	0.5mm.s ⁻¹			1mm.s ⁻¹	5mm.s ⁻¹
Effort de serre-flan	24kN	48kN	72kN	48kN	48kN
Al5754	64mm	–	–	–	–
Al6016	72mm	71.5mm	65mm	72.4mm	72.1mm

TAB. 2.5 – Valeurs d’ouverture des anneaux en fonction de la vitesse d’emboutissage et de l’effort de serre-flan pour les alliages d’aluminium Al5754 et Al6016. [– essais non réalisés].

2.4 Conclusion

Ce chapitre présente les deux alliages d’aluminium utilisés dans cette étude, à savoir l’Al5754-O et l’Al6016-DR130, ainsi que les différents essais de caractérisation du comportement mécanique. Les essais de traction monotone ont permis de déterminer pour chaque matériau, les courbes d’érouissage et les coefficients d’anisotropie dans différentes directions par rapport à la DL. Les essais de traction avec charges-décharges ont mis en évidence la décroissance du module d’élasticité en fonction de la déformation plastique. Des essais de traction à différentes vitesses de déformation ont également été réalisés et ont montré la très faible dépendance des deux matériaux à la vitesse de sollicitation. Des essais de cisaillement monotone et cyclique ont complété la base expérimentale en caractérisant l’effet Bauschinger pour chaque alliage, mettant ainsi en évidence l’érouissage cinématique observé lors des sollicitations cycliques.

Dans la seconde partie de ce chapitre, des essais d’emboutissage et de caractérisation du retour élastique ont été présentés. La procédure expérimentale de ce test suit le protocole proposé par Demeri [Demeri et al., 2000]. Il consiste à ouvrir un anneau, préalablement découpé dans le mur d’un godet cylindrique embouti, et à libérer les contraintes résiduelles induites dans le matériau lors de sa mise en forme. L’étude du retour élastique a été menée sur les deux alliages d’aluminium, à température ambiante. Une étude portant sur l’influence de l’effort de serre-flan, puis sur celle de la vitesse d’emboutissage, a été réalisée sur l’Al6016. On constate que l’augmentation de l’effort de serre-flan tend à augmenter l’effort d’emboutissage, mais également à réduire significativement l’épaisseur de la pièce produite ainsi que le retour élastique. Une augmentation de la vitesse du poinçon n’apporte en revanche aucune modification significative de l’effort d’emboutissage, de l’évolution des épaisseurs ou du retour élastique.

Le chapitre suivant est dédié à la modélisation du comportement des deux alliages d’aluminium. Différents modèles sont proposés dans une première partie. Les paramètres de ces différents modèles sont ensuite identifiés dans un second temps, à partir de la base de données expérimentale obtenue dans ce chapitre.

Chapitre 3

Modélisation du comportement des matériaux

Dans le cas des matériaux métalliques, de nombreuses études expérimentales et métallurgiques [Lemaitre et Chaboche, 2004] ont montré l'existence simultanée de trois mécanismes bien distincts. Deux d'entre eux sont l'élasticité et la plasticité, respectivement réversible et irréversible. La viscosité, troisième mécanisme, caractérise la dépendance du comportement du matériau vis-à-vis de la vitesse de déformation, du fluage et de la relaxation. Dès lors, l'utilisation d'un modèle de comportement prenant en compte ces trois aspects est nécessaire pour décrire correctement le comportement des matériaux métalliques. Dans le domaine de la mise en forme par emboutissage, le mouvement du milieu continu génère des déformations et des rotations importantes. C'est pourquoi le cadre général de notre étude se place dans le contexte des grandes transformations élastoviscoplastiques [Forest et Pilvin, 1999, Mora, 2004].

La description classique d'une loi de comportement élastoviscoplastique est basée sur une décomposition additive du tenseur des déformations. Pour être complète, une telle description nécessite la définition de trois éléments constitutifs, que sont la loi élastique, le critère de plasticité et la loi d'écoulement visco-plastique. La loi élastique rend compte de l'état de contrainte du matériau en fonction de son état de déformation élastique. Le seuil de plasticité marque quant à lui la séparation entre le domaine élastique, caractérisé par un critère de plasticité, et le domaine élastoplastique, dans lequel se produisent des transformations irréversibles. Enfin, lorsque le seuil de plasticité est atteint, la loi d'écoulement met en évidence la direction de l'écoulement du matériau et son intensité dans le cas d'un écoulement viscoplastique.

Ce chapitre présente, dans une première partie, le problème lié aux grandes transformations et la formulation classique des lois de comportement élastoviscoplastiques utilisées. Nous nous limitons dans ce chapitre aux transformations mécaniques isothermes et la seule variable observable est la déformation [Laurent et al., 2009a]. L'étude de l'influence de la température sur les modèles de comportement, sera abordée au chapitre 5. Dans une seconde partie, l'identification des paramètres matériaux relatifs aux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016 est réalisée à partir de la base de données expérimentale obtenue au chapitre 2, pour chaque modèle de comportement développé.

3.1 Modèles de comportement

3.1.1 Grandes transformations et repère corotationnel

Les déformations et les déplacements rencontrés au cours du procédé de mise en forme sont importants, il est donc nécessaire de développer les différents modèles de comportement en grandes transformations.

D'un point de vue général, les lois de comportement doivent être indépendantes de l'observateur et donc des repères introduits pour décrire la cinématique de la transformation : c'est le principe d'objectivité. Pour le vérifier, les lois de comportement dépendent de grandeurs indépendantes des mouvements de corps rigides et en transformations finies, elles sont exprimées dans des repères locaux objectifs. Ces repères sont soit rigides comme les référentiels corotationnel ou en rotation propre, soit déformables comme les référentiels covariant ou contravariant. Dans le cadre de notre étude, on se place dans le repère corotationnel et on introduit une vitesse de déformation tournée.

Soient \mathbf{F} et \mathbf{L} définis respectivement comme le tenseur gradient de déformation et le tenseur gradient de vitesse, tel que $\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}}\mathbf{F}^{-1}$. \mathbf{L} est ensuite décomposé en une somme de sa partie symétrique \mathbf{D} , qui correspond au tenseur vitesse de déformation, et de sa partie antisymétrique $\mathbf{\Omega}$, qui correspond au tenseur vitesse de rotation, tel que $\mathbf{L} = \mathbf{D} + \mathbf{\Omega}$.

Dans un changement de référentiel E vers E' caractérisé par une matrice de passage \mathbf{Q} , on montre que :

$$\mathbf{D}' = \mathbf{Q}\mathbf{D}\mathbf{Q}^T \quad \text{et} \quad \mathbf{\Omega}' = \mathbf{Q}\mathbf{\Omega}\mathbf{Q}^T + \dot{\mathbf{Q}}\mathbf{Q}^T \quad (3.1)$$

Soit E^* le référentiel corotationnel. Il s'agit du référentiel d'espace par rapport auquel la vitesse de rotation du milieu est nulle, c'est-à-dire $\mathbf{\Omega}^* = 0$. Ceci permet de caractériser la rotation à tout instant par :

$$\dot{\mathbf{Q}}^* = -\mathbf{Q}^*\mathbf{\Omega} \quad (3.2)$$

et

$$\mathbf{D}^* = \mathbf{Q}^{T*}\mathbf{D}\mathbf{Q}^* \quad \text{et} \quad \mathbf{Q}^*_{(t=0)} = \mathbf{I} \quad (3.3)$$

avec \mathbf{I} le tenseur identité.

Dans ce référentiel sont alors calculés les tenseurs de contrainte et de déformation, ainsi que les variables internes introduites pour décrire le comportement. Nous supposons, dans ce référentiel, l'additivité des vitesses des composantes élastique et viscoplastique de la déformation :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{el} + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} \quad (3.4)$$

On utilise alors la dérivée de Jaumann, également appelée dérivée corotationnelle, qui correspond à la dérivée objective d'un tenseur dans le référentiel corotationnel.

3.1.2 Comportement élastique

La relation caractérisant le comportement élastique peut être décrite de la manière suivante :

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \quad (3.5)$$

où \mathbf{C} est le tenseur d'ordre 4 des coefficients d'élasticité (fonction de E et ν) et $\boldsymbol{\sigma}$ est le tenseur des contraintes de Cauchy.

En supposant que la partie élastique de la déformation suit une loi isotrope, on obtient :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{E}{1+\nu} \left[\boldsymbol{\varepsilon}^{el} + \frac{\nu}{1-2\nu} \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}^{el}) \mathbf{I} \right] \quad (3.6)$$

3.1.3 Comportement plastique

Surface de plasticité

Lorsque la limite du domaine élastique est atteinte, la description du comportement du matériau nécessite l'utilisation d'un critère de plasticité associé à une loi d'écoulement qui peut combiner à la fois une composante isotrope scalaire R et/ou une composante cinématique tensorielle \mathbf{X} . Les déformations plastiques apparaissent généralement pour certains états de contraintes. Ceci est traduit par le critère de plasticité au moyen d'une fonction de charge f . Cette fonction dépend du tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ et de l'état d'écoulement [Lemaitre et Chaboche, 2004]. Pour un état de déformation nulle, la fonction de charge est de la forme :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}) - R - \sigma_0 = 0 \quad (3.7)$$

où \mathbf{X} est le déviateur du tenseur de l'écoulement cinématique, R est le terme d'écoulement isotrope, σ_0 est la limite d'élasticité en traction simple dans la DL.

Le comportement est élastique si :

$$f < 0 \quad \text{ou} \quad f = 0 \quad \text{et} \quad \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \leq 0 \quad (3.8)$$

et il est élastoplastique si :

$$f = 0 \quad \text{et} \quad \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} > 0. \quad (3.9)$$

Concernant le chargement plastique, l'évolution du critère est telle que l'état de contrainte actuel est toujours situé sur la surface de plasticité. Cette condition s'exprime par la condition de cohérence sur la dérivée temporelle \dot{f} de f :

$$\dot{f} = 0 \quad (3.10)$$

Écoulement plastique

Comme présentée dans le paragraphe 3.1.1, la modélisation retenue est basée sur la décomposition du tenseur vitesse de déformation en une partie élastique et une partie viscoplastique. La loi d'écoulement plastique qui fait intervenir le potentiel de déformation viscoplastique, permet de calculer la déformation viscoplastique. Dans le cas d'un écoulement associé, ce potentiel est identifié à partir de la fonction de charge. On suppose ici que la déformation plastique suit l'hypothèse de normalité généralisée donnée par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} = \dot{\lambda} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \quad (3.11)$$

Cette relation caractérise le fait que la vitesse de déformation plastique est normale à la surface seuil au point de chargement $\boldsymbol{\sigma}$. La nécessité de sortir du cadre de la plasticité associée se

présente lors de l'introduction d'une loi d'évolution non-linéaire de l'écoulement cinématique en fonction de la déformation plastique [Pilvin, 1990].

Le multiplicateur plastique $\dot{\lambda}$ est calculé à partir de la condition de cohérence (3.10). Dans le cas d'une plasticité non-visqueuse, si un critère de plasticité quadratique est utilisé, on peut montrer que $\dot{\lambda} = \dot{p}$ où p est défini par :

$$p = \int \sqrt{\frac{3}{2} \dot{\epsilon}^p : \dot{\epsilon}^p} dt \quad (3.12)$$

On suppose que la composante viscoplastique de la déformation suit une loi d'écoulement dérivant d'un potentiel viscoplastique Ω qui est une fonction puissance de la fonction de charge [Lemaitre et Chaboche, 2004] :

$$\Omega(f) = \frac{K}{n+1} \left(\frac{f^+}{K} \right)^{(n+1)} \quad (3.13)$$

où n est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation, K un coefficient de pondération de la partie visqueuse de la contrainte et f^+ est la partie positive de f .

Le comportement est donc élastique si $f < 0$ et la vitesse de déformation viscoplastique s'écrit :

$$\dot{\epsilon}^{vp} = \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma} = \Omega'(f) \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (3.14)$$

En utilisant ce formalisme, les équations (3.11) et (3.14) montrent que, quelque soit le critère de plasticité, le multiplicateur plastique $\dot{\lambda}$ peut être obtenu directement par la relation suivante :

$$\dot{\lambda} = \left(\frac{\bar{\sigma} - R}{K} \right)^n \quad (3.15)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente et K et n sont deux paramètres matériaux à identifier.

3.1.4 Représentation de l'écoulement

L'écoulement d'un matériau est marqué par l'augmentation de la contrainte avec la déformation plastique. Il se modélise par une évolution – en taille et en position – de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Nous ne considérons ici que des écrouissements positifs. Ainsi, l'augmentation de la surface de charge est décrite par une variable scalaire d'écrouissement isotrope R . Le déplacement de la surface est quant à lui représenté par la variable tensorielle \mathbf{X} . D'une manière générale, l'état d'écrouissement du matériau peut être décrit par une formulation basée soit sur l'utilisation de la déformation plastique cumulée p , soit sur l'utilisation de la déformation plastique équivalente $\bar{\epsilon}^p$ définie à partir du travail plastique. Dans toute la suite, on choisit de manière arbitraire la déformation plastique cumulée.

Écoulement isotrope

Pour décrire l'écrouissement isotrope, on suppose que l'évolution de R suit une loi de type Hockett-Sherby [Lemaitre et Chaboche, 2004] :

$$R = B_R - (B_R - A_R) \exp(-C_R p^{n_R}) \quad (3.16)$$

où $B_R - A_R$ représente l'amplitude de l'écrouissement isotrope, $A_R = \sigma_0$ et C_R est la vitesse de saturation.

Écrouissage cinématique

L'écrouissage cinématique suit une loi non linéaire de type Armstrong-Frederick [Armstrong et Frederick, 1966, Jiang et Kurath, 1997] à laquelle on ajoute une composante linéaire de type Prager [Lemaitre et Chaboche, 2004, Mahbadi et Eslami, 2006] :

$$\mathbf{X} = \frac{2}{3}(C_X \boldsymbol{\alpha} + H_X \boldsymbol{\varepsilon}^{vp}) \quad \text{avec} \quad \dot{\boldsymbol{\alpha}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vp} - \gamma_X \dot{p} \boldsymbol{\alpha} \quad (3.17)$$

où C_X détermine l'intensité de l'écrouissage, H_X est le module de l'écrouissage cinématique linéaire, γ_X caractérise la vitesse pour tendre vers la valeur de saturation et \dot{p} est la vitesse de déformation plastique cumulée.

3.1.5 Critères de plasticité

Critère de von Misès

Dans le cas du critère de plasticité isotrope de von Misès, la fonction de charge s'écrit dans l'état initial :

$$f = J_2(\boldsymbol{\sigma}) - \sigma_0 = 0 \quad (3.18)$$

Si l'on prend en compte l'écrouissage isotrope et cinématique, le critère devient alors :

$$f = J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) - R - \sigma_0 = 0 \quad (3.19)$$

avec

$$J_2(\boldsymbol{\sigma} - \mathbf{X}) = \sqrt{\frac{3}{2}(\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}) : (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X})} \quad (3.20)$$

où $\boldsymbol{\sigma}'$ est la partie déviatorique du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$.

Critère de Hill48

Le critère de Hill48 [Hill, 1948] correspond à un comportement anisotrope particulier qui comporte trois plans de symétrie dans l'état d'écrouissage du matériau. Il se déduit de l'expression générale (3.19) :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = \sqrt{(\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X}) : \underline{\underline{\mathbf{H}}} : (\boldsymbol{\sigma}' - \mathbf{X})} - R - \sigma_0 \quad (3.21)$$

$\underline{\underline{\mathbf{H}}}$ est le tenseur symétrique de Hill d'ordre 4, qui vérifie $H_{ijkl} = H_{jikl} = H_{klij}$, $H_{iikl} = 0$ et avec [Lemaitre et Chaboche, 2004] :

$$\begin{array}{lll} H_{1111} = F + H & H_{2222} = F + G & H_{3333} = G + H \\ H_{1122} = -F & H_{2233} = -G & H_{3311} = -H \\ H_{1212} = L/2 & H_{2323} = M/2 & H_{3131} = N/2 \end{array}$$

Le tenseur de Hill devient diagonal si l'on se place dans le repère $\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}$ des axes d'orthotropie. Dans l'état initial, i.e. $R = 0$ et $\mathbf{X} = 0$, la fonction de charge dans le repère d'orthotropie s'écrit :

$$f(\boldsymbol{\sigma}) = [H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + G(\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + F(\sigma_{zz} - \sigma_{yy})^2 + 2N\sigma_{xy}^2 + 2M\sigma_{xz}^2 + 2L\sigma_{yz}^2] - \sigma_0^2 \quad (3.22)$$

où F, G, H, L, M, N sont les paramètres du critère quadratique de Hill. Ces six paramètres caractérisant l'état d'érouissage anisotrope, peuvent être identifiés à partir de trois essais de traction simple et trois essais de cisaillement transverse dans trois orientations. On suppose que la partie déviatoire est découplée de la partie isotrope, ce qui revient à considérer que la pression hydrostatique n'a pas d'influence sur la partie viscoplastique.

Au cours des étapes d'identification des paramètres matériaux, on impose que la contrainte d'écoulement initiale dans la DL est égale à limite d'élasticité quels que soient les coefficients d'anisotropie. Ce qui conduit à l'hypothèse classiquement faite pour des matériaux sous forme de tôle mince : $G + H = 1$. De plus, les paramètres L et M sont fixés à 1.5, n'ayant pas accès aux données expérimentales sur le cisaillement transverse.

Critère de Barlat91

Dans le critère de Barlat91 [Barlat et al., 1991], la fonction seuil f est définie par :

$$\phi(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = |S_1 - S_2|^m + |S_2 - S_3|^m + |S_3 - S_1|^m = 2\bar{\sigma}^m \quad (3.23)$$

et

$$f(\boldsymbol{\sigma}, \mathbf{X}, R) = \left(\frac{\phi}{2}\right)^{1/m} \quad (3.24)$$

où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente relative à l'écoulement plastique et m est un paramètre matériau. Cette forme est dérivée de celle proposée par Hershey [Hershey, 1954] et Hosford [Hosford, 1972] pour un matériau isotrope. Elle donne une bonne approximation des surfaces d'écoulement calculées avec des modèles polycristallins quand $m = 6$ et 8 respectivement pour des matériaux de structure cristalline cubique centrée et cubique face centrée. $S_{i=1,2,3}$ sont les valeurs propres de la matrice symétrique \mathbf{S} dans le repère $\vec{x}, \vec{y}, \vec{z}$ des axes d'orthotropie.

À partir des composantes du tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$, on trouve :

$$\begin{aligned} S_{xx} &= \frac{1}{3}[c(\sigma_{xx} - \sigma_{yy}) - b(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})] \\ S_{yy} &= \frac{1}{3}[a(\sigma_{yy} - \sigma_{zz}) - c(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})] \\ S_{zz} &= \frac{1}{3}[b(\sigma_{zz} - \sigma_{xx}) - a(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})] \\ S_{yz} &= f\sigma_{yz} \\ S_{xz} &= g\sigma_{xz} \\ S_{xy} &= h\sigma_{xy} \end{aligned} \quad (3.25)$$

a, b, c, f, g, h sont des paramètres matériaux caractéristiques de l'anisotropie.

Les notations de Bishop-Hill [Bishop et Hill, 1951b, Bishop et Hill, 1951a] pour les contraintes permettent d'écrire :

$$\begin{aligned} A &= \sigma_{yy} - \sigma_{zz} & B &= \sigma_{zz} - \sigma_{xx} & C &= \sigma_{xx} - \sigma_{yy} \\ F &= \sigma_{yz} & G &= \sigma_{xz} & H &= \sigma_{xy} \end{aligned} \quad (3.26)$$

soit

$$\mathbf{S} = \begin{bmatrix} \frac{cC - bB}{3} & hH & gG \\ hH & \frac{aA - cC}{3} & fF \\ gG & fF & \frac{bB - aA}{3} \end{bmatrix} \quad (3.27)$$

Les valeurs propres S_1 , S_2 et S_3 de cette matrice s'écrivent alors :

$$S_1 = z^{1/3} + \bar{z}^{1/3}, \quad S_2 = \omega z^{1/3} + \bar{\omega} \bar{z}^{1/3}, \quad S_3 = \bar{\omega} z^{1/3} + \omega \bar{z}^{1/3} \quad (3.28)$$

où $z = I_3 + i(I_2^3 - I_3^2)^{1/2}$ et $\omega = e^{-2i\pi/3}$ sont deux nombres complexes. I_2 et I_3 sont deux invariants de \mathbf{S} donnés par les expressions suivantes :

$$\begin{aligned} I_2 &= \frac{(fF)^2 + (gG)^2 + (hH)^2}{3} + \frac{(aA - cC)^2 + (cC - bB)^2 + (bB - aA)^2}{54} \\ I_3 &= \frac{(cC - bB)(aA - cC)(bB - aA)}{54} + fghFGH \\ &\quad - \frac{(cC - bB)(fF)^2 + (aA - cC)(gG)^2 + (bB - aA)(hH)^2}{6} \end{aligned} \quad (3.29)$$

I_2 et I_3 sont les coefficients de l'équation caractéristique de degré 3 de la matrice \mathbf{S} . Si l'on pose : $\theta = \arccos(I_3/I_2^{3/2})$, alors la fonction de charge f définie par (3.24) peut s'écrire :

$$\phi = (3I_2)^{m/2} \left[\left(2 \cos \left(\frac{2\theta + \pi}{6} \right) \right)^m + \left(2 \cos \left(\frac{2\theta - 3\pi}{6} \right) \right)^m + \left(-2 \cos \left(\frac{2\theta + 5\pi}{6} \right) \right)^m \right] \quad (3.30)$$

Dans le cas où les coefficients a , b , c , f , g et h sont égaux à 1, cette fonction traduit un comportement isotrope et se réduit au critère de von Mises si $m = 2$ ou $m = 4$.

À partir de cette fonction de charge et de la règle de normalité généralisée (équation 3.11), le gradient $\partial\phi/\partial\sigma_{\alpha\beta}$ nécessaire pour connaître $\tilde{\epsilon}_{\alpha\beta}^{vp}$ est obtenu par :

$$\begin{aligned} \frac{\partial\phi}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} &= \left[\frac{\partial\phi}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial I_2} + \frac{\partial\phi}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial I_2} + \frac{\partial\phi}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial I_2} \right] \frac{\partial I_2}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} \\ &\quad + \left[\frac{\partial\phi}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial I_3} + \frac{\partial\phi}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial I_3} + \frac{\partial\phi}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial I_3} \right] \frac{\partial I_3}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} \end{aligned} \quad (3.31)$$

soit

$$\frac{\partial\phi}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} = \left[\frac{\partial\phi}{\partial S_k} \frac{\partial S_k}{\partial I_2} \right] \frac{\partial I_2}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} + \left[\frac{\partial\phi}{\partial S_k} \frac{\partial S_k}{\partial I_3} \right] \frac{\partial I_3}{\partial\sigma_{\alpha\beta}} \quad (3.32)$$

où α et β prennent les valeurs 1 ou 2. Le détail du calcul des termes de cette équation est issu de [Manach, 2004], soit :

$$\frac{\partial \phi}{\partial S_k} = \begin{bmatrix} m(S_1 - S_2)|S_1 - S_2|^{m-2} - m(S_3 - S_1)|S_3 - S_1|^{m-2} \\ m(S_2 - S_3)|S_2 - S_3|^{m-2} - m(S_1 - S_2)|S_1 - S_2|^{m-2} \\ m(S_3 - S_1)|S_3 - S_1|^{m-2} - m(S_2 - S_3)|S_2 - S_3|^{m-2} \end{bmatrix} \quad (3.33)$$

À partir de l'équation (3.28) :

$$\frac{\partial S_k}{\partial I_2} = \begin{bmatrix} \frac{z^{2/3} - \bar{z}^{2/3}}{z - \bar{z}} \\ \frac{\bar{\omega}z^{2/3} - \omega\bar{z}^{2/3}}{\omega z^{2/3} - \bar{\omega}\bar{z}^{2/3}} \\ \frac{\omega z^{2/3} - \bar{\omega}\bar{z}^{2/3}}{z - \bar{z}} \end{bmatrix} \quad (3.34)$$

et

$$\frac{\partial S_k}{\partial I_3} = \begin{bmatrix} \frac{2(z^{1/3} - \bar{z}^{1/3})}{3(z - \bar{z})} \\ \frac{2(\omega z^{1/3} - \bar{\omega}\bar{z}^{1/3})}{3(z - \bar{z})} \\ \frac{2(\bar{\omega}\bar{z}^{1/3} - \omega z^{1/3})}{3(z - \bar{z})} \end{bmatrix} \quad (3.35)$$

À partir des équations (3.26) et (3.29) :

$$\frac{\partial I_2}{\partial \sigma} = \begin{bmatrix} \frac{\partial I_2}{\partial C} - \frac{\partial I_2}{\partial B} & \frac{h^2 H}{3} & \frac{g^2 G}{3} \\ \frac{h^2 H}{3} & \frac{\partial I_2}{\partial A} - \frac{\partial I_2}{\partial C} & \frac{f^2 F}{3} \\ \frac{g^2 G}{3} & \frac{f^2 F}{3} & \frac{\partial I_2}{\partial B} - \frac{\partial I_2}{\partial A} \end{bmatrix} \quad (3.36)$$

et

$$\frac{\partial I_3}{\partial \sigma} = \begin{bmatrix} \frac{\partial I_3}{\partial C} - \frac{\partial I_3}{\partial B} & \frac{fFgGh}{2} - \frac{h^2 H(bB - aA)}{6} & \frac{hHfFg}{2} - \frac{g^2 G(aA - cC)}{6} \\ \frac{fFgGh}{2} - \frac{h^2 H(bB - aA)}{6} & \frac{\partial I_3}{\partial A} - \frac{\partial I_3}{\partial C} & \frac{gGhHf}{2} - \frac{f^2 F(cC - bB)}{6} \\ \frac{hHfFg}{2} - \frac{g^2 G(aA - cC)}{6} & \frac{gGhHf}{2} - \frac{f^2 F(cC - bB)}{6} & \frac{\partial I_3}{\partial B} - \frac{\partial I_3}{\partial A} \end{bmatrix} \quad (3.37)$$

Comme dans le cas du critère de plasticité de Hill48, au cours de l'identification, on impose que la contrainte d'écoulement initiale dans la direction de laminage soit égale à la limite d'élasticité, quels que soient les paramètres d'anisotropie. Ainsi pour un état de contrainte uniaxiale, le critère de Barlat91 doit vérifier $\phi = 2\sigma_0^m$ avec σ_0 la limite élastique en traction dans la DL.

Cette condition permet d'établir la relation entre les coefficients b et c :

$$f(c) = \left[\frac{1}{2 \cdot 3^m} (|2c + b|^m + |b - c|^m + |-2b - c|^m) \right] - 1 = 0 \quad (3.38)$$

Pour une valeur donnée de b , cette équation non-linéaire est résolue par une méthode de Newton-Raphson [Manach, 2004]. Le manque de données expérimentales sur le cisaillement transverse conduit à fixer certains paramètres du modèle : $f = g = 1$. De plus, notre étude porte sur des alliages d'aluminium dont la structure cristalline est cubique face centrée. Il est donc possible de fixer le paramètre m à 8 [Barlat et al., 1991].

3.2 Identification des paramètres matériaux des modèles de comportement

L'identification des paramètres matériaux de chaque modèle est réalisée avec le logiciel SiDoLo [Cailletaud et Pilvin, 1988]. La recherche d'un jeu optimum de paramètres représenté sous la forme d'un vecteur A , est basée sur la minimisation d'une fonctionnelle $\mathcal{L}(A)$ qui mesure l'écart entre les données expérimentales et les prévisions du modèle numérique. Cette fonctionnelle basée sur la méthode des moindres carrés, peut s'écrire :

$$\mathcal{L}(A) = \sum_{n=1}^N \mathcal{L}_n(A) \quad (3.39)$$

où N est le nombre d'essais de la base expérimentale et :

$$\mathcal{L}_n(A) = \frac{1}{M_n} \sum_{i=1}^{M_n} \left(\frac{Z_{exp}(t_i) - Z_{sim}(t_i, A)}{\Delta Z} \right)^2 \quad (3.40)$$

avec M_n le nombre de points de l'essai n , t_i l'instant d'observation, Z la grandeur observable et ΔZ un coefficient de pondération. La valeur finale de la minimisation de cette fonctionnelle dépend des paramètres initiaux de l'identification et peut conduire à des minimums locaux dans le cas où ceux-ci sont mal choisis au départ.

Les paramètres des deux matériaux étudiés, à savoir l'Al5754 et l'Al6016, sont identifiés à l'aide de la base expérimentale du chapitre 2, constituée d'essais comportant deux grandeurs observables : la contrainte et la déformation. Un coefficient de pondération, dont la valeur est choisie en fonction de l'incertitude sur les mesures expérimentales, est affecté à chacune de ces deux observables. Pour les essais de traction, la valeur des coefficients de pondération est $\Delta\sigma = 3$ MPa et $\Delta\varepsilon_{11} = \Delta\varepsilon_{22} = 0.001$, et pour la contrainte de cisaillement, $\Delta\tau = 2$ MPa. La base d'essais est composée de trois essais de traction monotone à 0° , 45° et 90° de la DL, de trois essais de traction monotone prenant en compte la déformation transverse, de trois essais de cisaillement monotone pour les mêmes orientations et d'essais de cisaillement cyclique pour différents cisaillements imposés dans la DL. Certains coefficients fixés sont donnés dans le tableau 3.1. Conformément aux essais expérimentaux du chapitre 2, les paramètres de la partie visqueuse ont été déterminés pour avoir une très faible influence de la vitesse de déformation (cf. figures 2.9 et 2.10), et conduisant à une contribution visqueuse inférieure à 1 MPa.

De plus, les paramètres L et M sont fixés égaux à 1.5 dans le cas du critère de Hill 48, et f et g sont fixés à 1 et m est fixé à 8 pour le critère de Barlat 91.

Matériau	Élasticité	Viscosité	Hill48	Barlat91
Al5754	$E=74620$ MPa $\nu=0.33$	$K=4$ MPa.s ^{1/n} $n=5$	$L=M=1.5$	$f=g=1$ $m=8$
Al6016	$E=73050$ MPa $\nu=0.33$	$K=4$ MPa.s ^{1/n} $n=5$	$L=M=1.5$	$f=g=1$ $m=8$

TAB. 3.1 – Paramètres fixés pour l'identification des lois de comportement.

3.2.1 Initialisation des paramètres

Afin de pouvoir comparer les valeurs des paramètres matériaux des modèles identifiés, une initialisation identique de ces paramètres est nécessaire. Les coefficients d'érouissage isotrope et cinématique sont ainsi initialisés à des valeurs identiques quel que soit le critère de plasticité. Les valeurs initiales des paramètres d'érouissage sont fournies dans le tableau 3.2.

Érouissage	Valeurs initiales	Bornes
Isotrope	$A_R=100$ MPa	0 – 400 MPa
	$B_R=300$ MPa	100 MPa – 500 MPa
	$C_R=10$	5 – 15
	$n_R=1$	0.5 – 1.5
Cinématique	$C_X=8000$ MPa	2000 – 14000 MPa
	$\gamma_X=150$	0 – 300
	$H_X=50$ MPa	0 MPa – 100 MPa

TAB. 3.2 – Paramètres initiaux des érouissages isotrope et cinématique, et intervalles de variation.

Concernant les critères de plasticité de Hill48 et de Barlat91, afin de se placer dans les mêmes conditions d'identification, leurs coefficients ont été initialisés de sorte qu'au début de l'identification, chacun des critères correspond à un critère isotrope. Les valeurs ainsi choisies sont présentées dans le tableau 3.3. Les bornes ont été choisies de manière à n'être jamais

Critère	Valeurs initiales	Bornes
Hill48	F=1	0 – 2
	G=1	0 – 2
	H=1	0 – 2
	N=1.5	1 – 2.5
Barlat91	a=1	0 – 2
	b=1	0 – 2
	c=1	0 – 2
	h=1	0 – 4

TAB. 3.3 – Paramètres initiaux des critères de Hill48 et Barlat91, et intervalles de variation.

atteintes au cours de l'identification mais suffisamment proches des valeurs réelles pour éviter une trop grande dispersion et minimiser le temps de calcul des coefficients.

3.2.2 Identification des paramètres des modèles pour l'Al5754

Les deux types de modèle de comportement identifiés pour ce matériau sont un modèle à écrouissage isotrope (EI), et un modèle à écrouissage mixte (EM) composé d'un écrouissage isotrope et d'un écrouissage cinématique. Pour chaque type de modèle, plusieurs critères de plasticité sont testés. Les paramètres identifiés pour l'Al5754 sont donnés dans les tableaux 3.4 à 3.6. Les figures 3.1 à 3.5 présentent les résultats des identifications réalisées pour chaque modèle, pour chacun des essais expérimentaux réalisés.

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=83.68$ MPa	$A_R=51.25$ MPa $C_X=10511$ MPa
$B_R=258.74$ MPa	$B_R=187.52$ MPa $\gamma_X=149.05$
$C_R=14.97$	$C_R=14.99$ $H_X=75.33$ MPa
$n_R=0.9564$	$n_R=1.0971$
$\mathcal{L}(A)=837.4$	$\mathcal{L}(A)=588.1$

TAB. 3.4 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de von Misès – Al5754.

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=82.97$ MPa	$A_R=48.45$ MPa $C_X=10437$ MPa
$B_R=258.49$ MPa	$B_R=176.63$ MPa $\gamma_X=137.66$
$C_R=14.99$	$C_R=14.99$ $H_X=86.31$ MPa
$n_R=0.9417$	$n_R=1.0964$
Critère de Hill48	
$F=0.7057$	$F=0.9224$
$G=0.5744$	$G=0.6349$
$H=0.4256$	$H=0.3651$
$N=1.4811$	$N=1.3222$
$\mathcal{L}(A)=413.5$	$\mathcal{L}(A)=132.8$

TAB. 3.5 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de Hill48 – Al5754.

La valeur finale de la fonction d'erreur définie par l'équation 3.40 est également fournie. Il est intéressant de noter que la prise en compte de l'écrouissage cinématique permet de diminuer significativement cette erreur. De plus, le critère de Barlat91, quel que soit le type d'écrouissage retenu, présente les meilleurs résultats pour ce matériau.

Résultats pour les essais de traction

La figure 3.1 présente les résultats en traction dans la DL obtenus à partir des coefficients identifiés pour chaque modèle. L'essai de traction dans la DL est bien décrit par tous les modèles. Les courbes obtenues à 45° et 90° de la DL sont également présentées sur la figure, pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte. Bien que le comportement soit relativement bien décrit dans le cas des essais de traction à 45° et 90° de la DL, les résultats sont un peu

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=95.48$ MPa	$A_R=53.22$ MPa $C_X=9264$ MPa
$B_R=280.04$ MPa	$B_R=191.02$ MPa $\gamma_X=141.73$
$C_R=10.53$	$C_R=14.82$ $H_X=83.88$ MPa
$n_R=0.9212$	$n_R=1.0676$
Critère de Barlat91	
a=1.1003	a=1.2422
b=1.0426	b=1.1149
c=0.9559	c=0.8739
h=0.9756	h=0.9376
$\mathcal{L}(A)=358.3$	$\mathcal{L}(A)=119.9$

TAB. 3.6 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de Barlat91 – Al5754.

plus dispersés d'un modèle à l'autre. Les tableaux 3.4 à 3.6 montrent que les modèles donnant les meilleures approximations des résultats expérimentaux sont les trois modèles à écrouissage mixte, avec une légère amélioration des résultats pour des critères de Hill48 et Barlat91, par rapport au critère de von Misès.

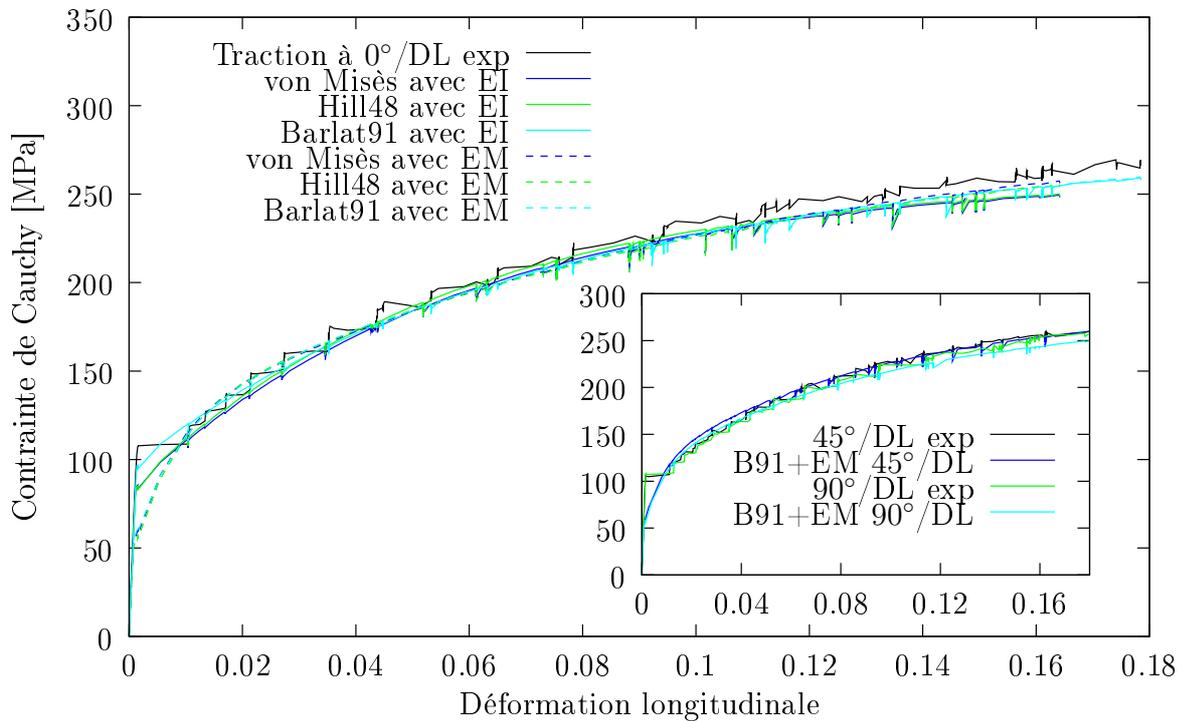


FIG. 3.1 – Comparaison des différents modèles pour un essai de traction uniaxiale à 0° de la DL – Al5754. En incrustation : simulation d'un essai de traction uniaxiale à 45° et 90° de la DL pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte.

Résultats pour la mesure de l'anisotropie

La description de l'anisotropie du matériau est présentée sur la figure 3.2. Bien que l'alliage d'aluminium Al5754 ne soit pas très anisotrope, ses coefficients d'anisotropie sont très mal prédits avec le critère isotrope de von Misès. Concernant les autres modèles, ils présentent des résultats très proches les uns des autres, avec toutefois une meilleure description pour les modèles à écrouissage mixte. L'anisotropie transverse est relativement bien décrite pour une sollicitation dans la DL et dans la direction transverse (DT), cependant quel que soit le modèle, elle reste mal prédite à 45° de la DL.

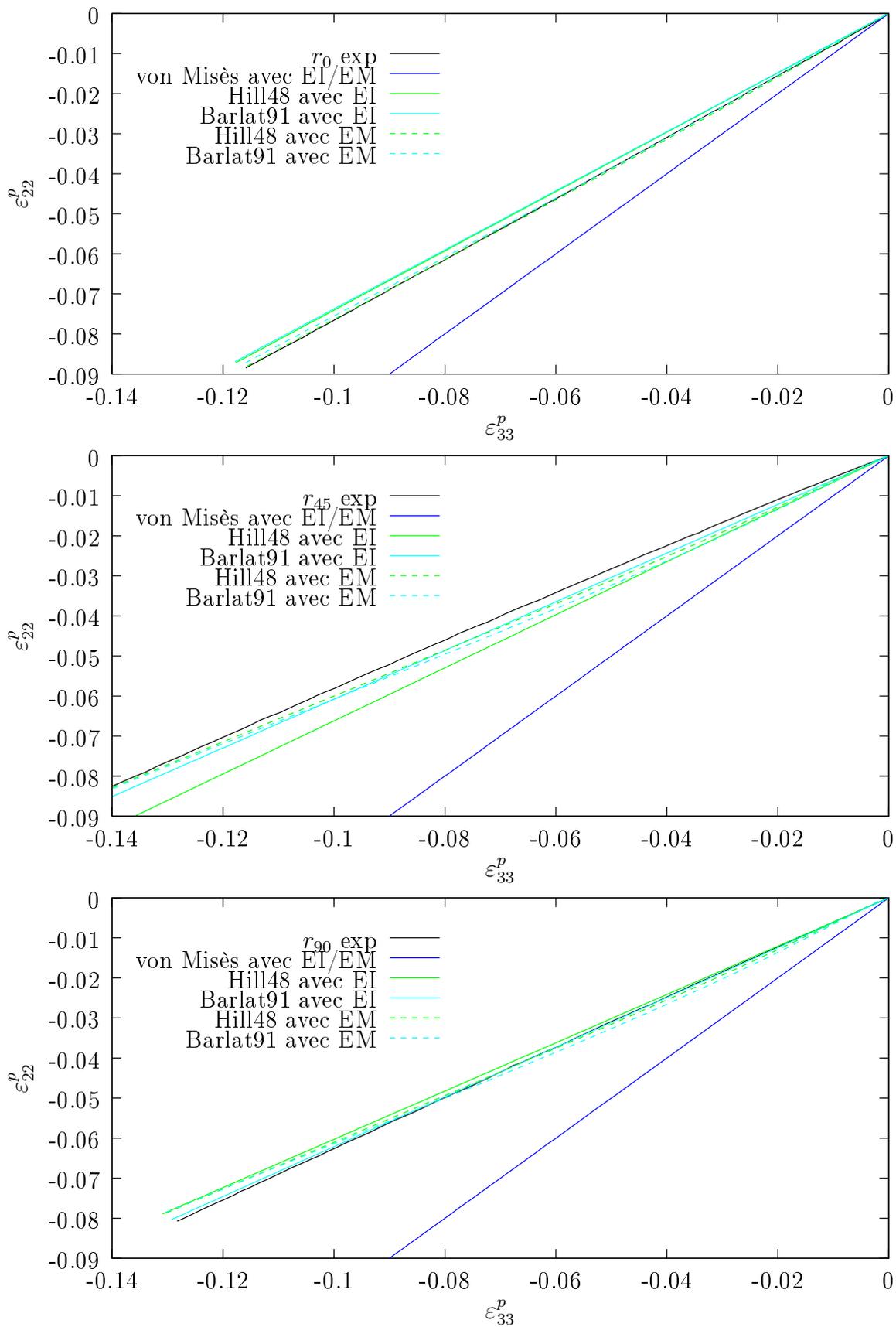


FIG. 3.2 – Comparaison des différents modèles pour les coefficients d'anisotropie à 0° , 45° et 90° de la DL – Al5754.

Résultats pour les essais de cisaillement monotone

Les résultats obtenus sur les essais de cisaillement monotone dans la DL avec les différents modèles sont présentés sur la figure 3.3. Les courbes obtenues à 45° et 90° de la DL sont présentées pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte. Les simulations des essais de cisaillement dans la DL et la DT sont très proches des données expérimentales. Encore une fois, le comportement est moins bien prédit à 45° de la DL que dans les deux autres directions, bien que les résultats obtenus restent satisfaisants. Cependant, on constate que les modèles à écrouissage mixte rendent très bien compte du comportement du matériau pour les petites déformations de cisaillement, tandis que les modèles à écrouissage isotrope prédisent mieux le cisaillement pour les grandes déformations.

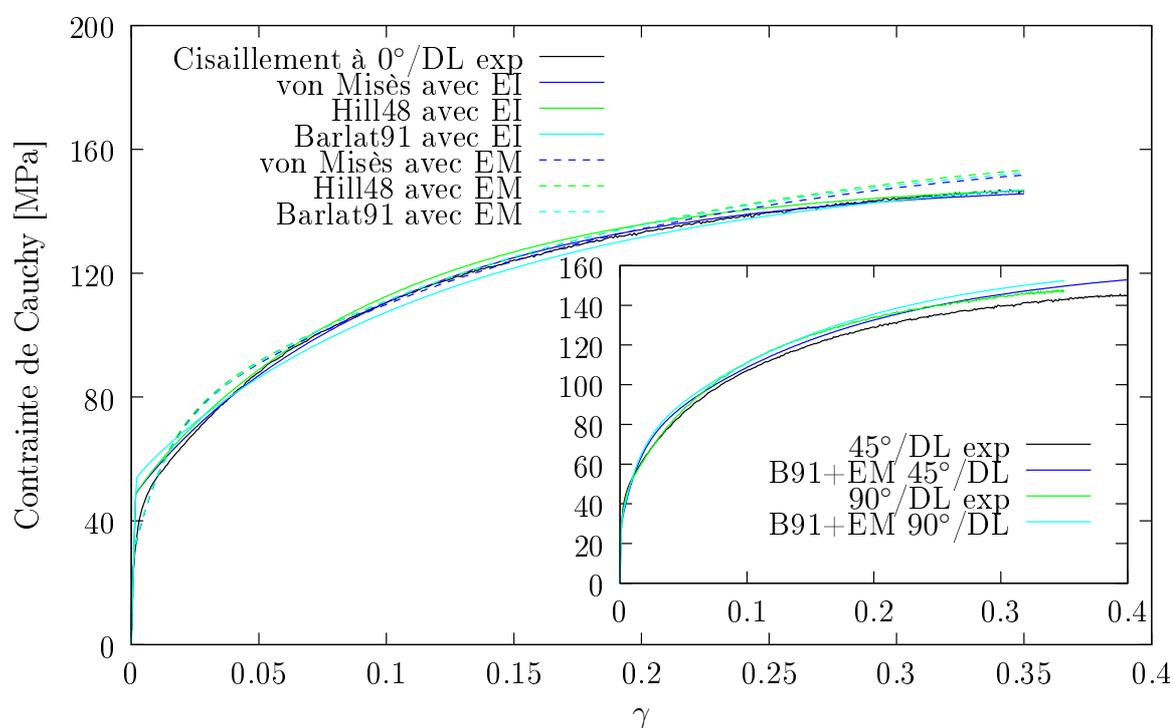


FIG. 3.3 – Comparaison des différents modèles pour un essai de cisaillement monotone à 0° de la DL – Al5754. En incrustation : simulation d’un essai de cisaillement monotone à 45° et 90° de la DL pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte

Résultats pour les essais de cisaillement cyclique

La figure 3.4 montre la comparaison des différents modèles pour des essais de cisaillement cyclique, avec inversion de charge à 10, 20 et 30% de déformation de cisaillement. Comme prévu, l’effet Bauschinger mis en évidence par cet essai, est très bien prédit par les modèles à écrouissage mixte, alors que les modèles à écrouissage isotrope ne permettent pas de décrire le comportement à la décharge du matériau de façon satisfaisante.

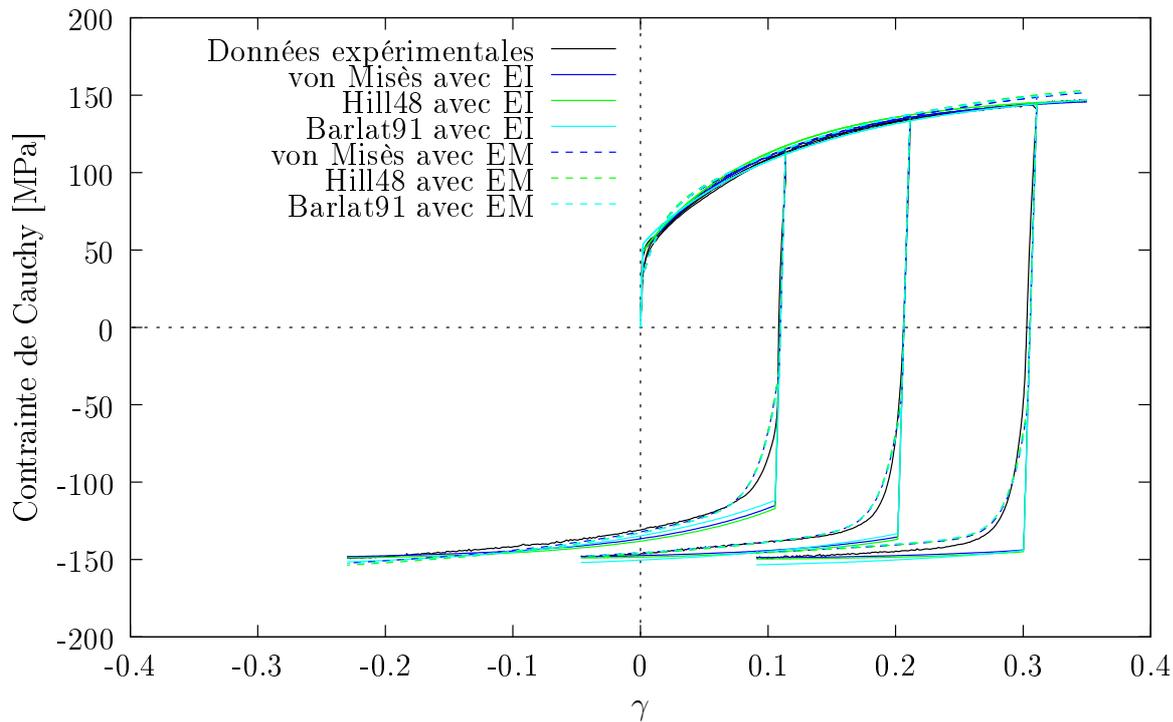


FIG. 3.4 – Comparaison des différents modèles pour un essai de cisaillement cyclique à 0° de la DL – Al5754.

Surface de charge

Les surfaces de charge initiales pour chaque modèle ont été tracées sur la figure 3.5. Les contraintes ont été normalisées par rapport à la limite d'élasticité initiale dans la DL. Aucun essai expérimental d'expansion équiaxiale n'ayant été réalisé, la description de l'état de contrainte dans la zone correspondante reste incertaine. Des essais d'expansion équiaxiale pourraient permettre d'améliorer l'identification des paramètres matériaux en discriminant les différents modèles. Toutefois, cette figure nous permet de constater que les modèles à écrouissage mixte et critère de plasticité anisotrope donnent des surfaces de charge sensiblement plus petites que celles obtenues pour les autres modèles.

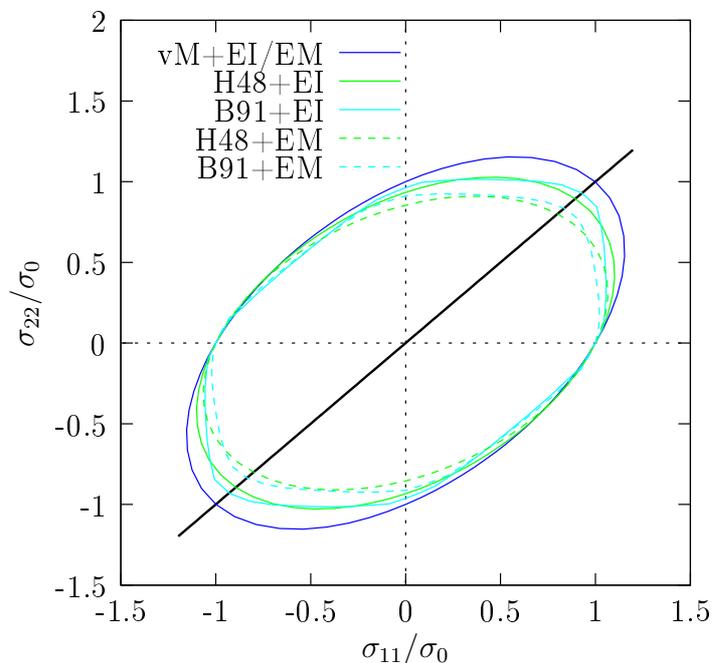


FIG. 3.5 – Représentation de la surface de charge pour chaque modèle étudié – Al5754.

3.2.3 Identification des paramètres des modèles pour l'Al6016

Les mêmes types de modèle de comportement que dans le paragraphe précédent, ont été identifiés sur ce matériau. Les conditions d'identification restent les mêmes que dans le cas de l'Al5754. La base de données utilisée est composée des différents essais présentés au chapitre 2. Encore une fois, pour chaque type de modèle, le critère de plasticité est testé. Les coefficients identifiés pour l'Al6016 sont donnés dans les tableaux 3.7 à 3.9 et les figures 3.6 à 3.10 présentent les résultats des identifications réalisées pour chaque modèle.

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=122.99$ MPa	$A_R=102.09$ MPa $C_X=10190$ MPa
$B_R=835.76$ MPa	$B_R=219.54$ MPa $\gamma_X=127.98$
$C_R=0.7336$	$C_R=19.96$ $H_X=99.99$ MPa
$n_R=0.5544$	$n_R=1.3092$
$\mathcal{L}(A)=1005.1$	$\mathcal{L}(A)=374.1$

TAB. 3.7 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de von Misès – Al6016.

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=121.72$ MPa	$A_R=98.02$ MPa $C_X=9271$ MPa
$B_R=800.66$ MPa	$B_R=207.59$ MPa $\gamma_X=109.82$
$C_R=0.7652$	$C_R=20.00$ $H_X=99.98$ MPa
$n_R=0.5429$	$n_R=1.3139$
Critère de Hill48	
F=0.6189	F=0.6855
G=0.6106	G=0.6773
H=0.3894	H=0.3227
N=1.5136	N=1.2942
$\mathcal{L}(A)=694.9$	$\mathcal{L}(A)=38.5$

TAB. 3.8 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de Hill48 – Al6016.

La valeur finale de la fonction d'erreur est fournie pour les différents modèles. Comme dans le cas de l'Al5754, la prise en compte de l'écrouissage cinématique permet de diminuer cette erreur. Par contre avec un écrouissage mixte, le critère de Hill48 semble donner une meilleure approximation du comportement de ce matériau que le critère de Barlat91.

La figure 3.6 présente les résultats en traction dans la DL pour tous les modèles et à 45° et 90° de la DL pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte. Les essais sont relativement bien décrits avec les différents modèles. On note toutefois une meilleure description du début de la courbe expérimentale dans le cas des modèles à écrouissage isotrope, quelle que soit l'orientation considérée pour les éprouvettes. Les critères de von Misès et de Hill48 avec écrouissage isotrope semblent également permettre de mieux prédire cette zone de petites déformations que le critère de Barlat91.

Écrouissage isotrope	Écrouissage mixte
$A_R=145.61$ MPa	$A_R=103.96$ MPa $C_X=9356$ MPa
$B_R=381.21$ MPa	$B_R=251.69$ MPa $\gamma_X=116.89$
$C_R=5.0315$	$C_R=9.5893$ $H_X=50.82$ MPa
$n_R=0.8651$	$n_R=1.1738$
Critère de Barlat91	
a=1.0685	a=1.1372
b=1.0613	b=1.1478
c=0.9356	c=0.8332
h=0.9840	h=0.9274
$\mathcal{L}(A)=645.0$	$\mathcal{L}(A)=47.4$

TAB. 3.9 – Paramètres matériaux des modèles à écrouissage isotrope et mixte pour le critère de Barlat91 – Al6016.

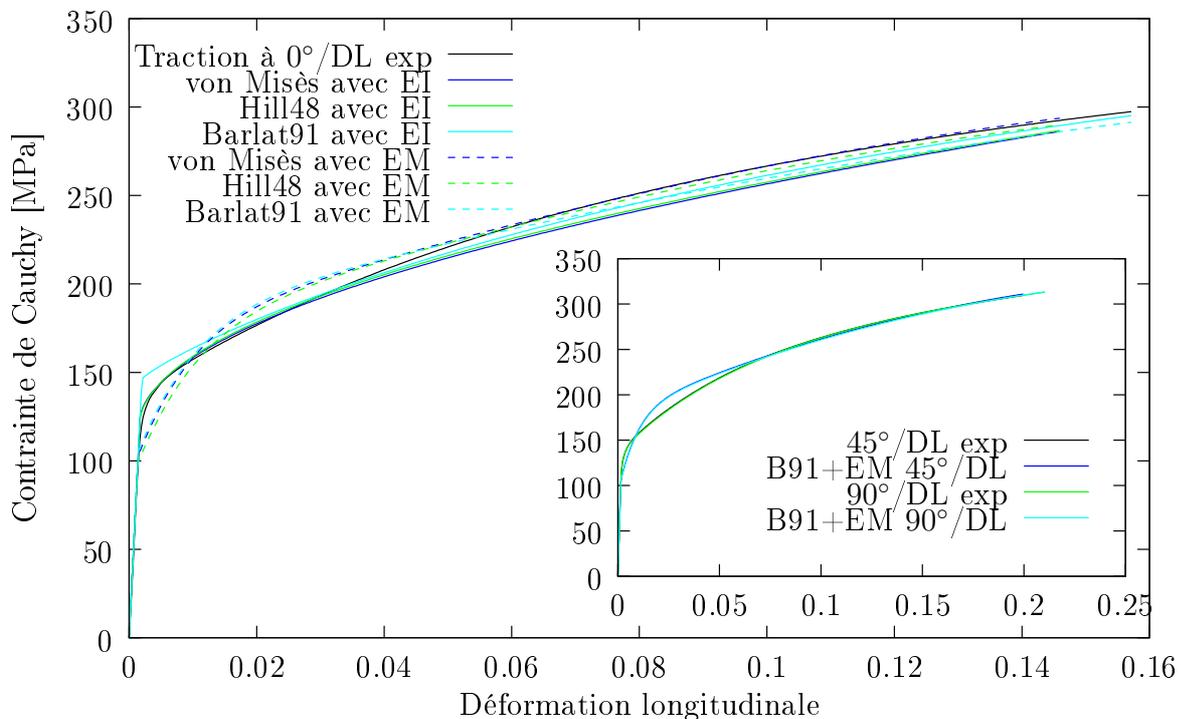


FIG. 3.6 – Comparaison des différents modèles pour un essai de traction uniaxiale à 0° de la DL – Al6016. En incrustation : Simulation d'un essai de traction uniaxiale à 45° et 90° de la DL pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte.

Résultats pour la mesure de l'anisotropie

Comme pour l'alliage d'aluminium Al5754, l'anisotropie du matériaux est très bien décrite dans la DL et la DT, alors qu'à 45° de la DL, l'identification est un peu moins précise (figure 3.7). Les modèles avec écrouissage mixte et critère anisotrope présentent les meilleures prédictions des coefficients d'anisotropie. Les modèles utilisant le critère isotrope de von Mises sont très éloignés des données expérimentales.

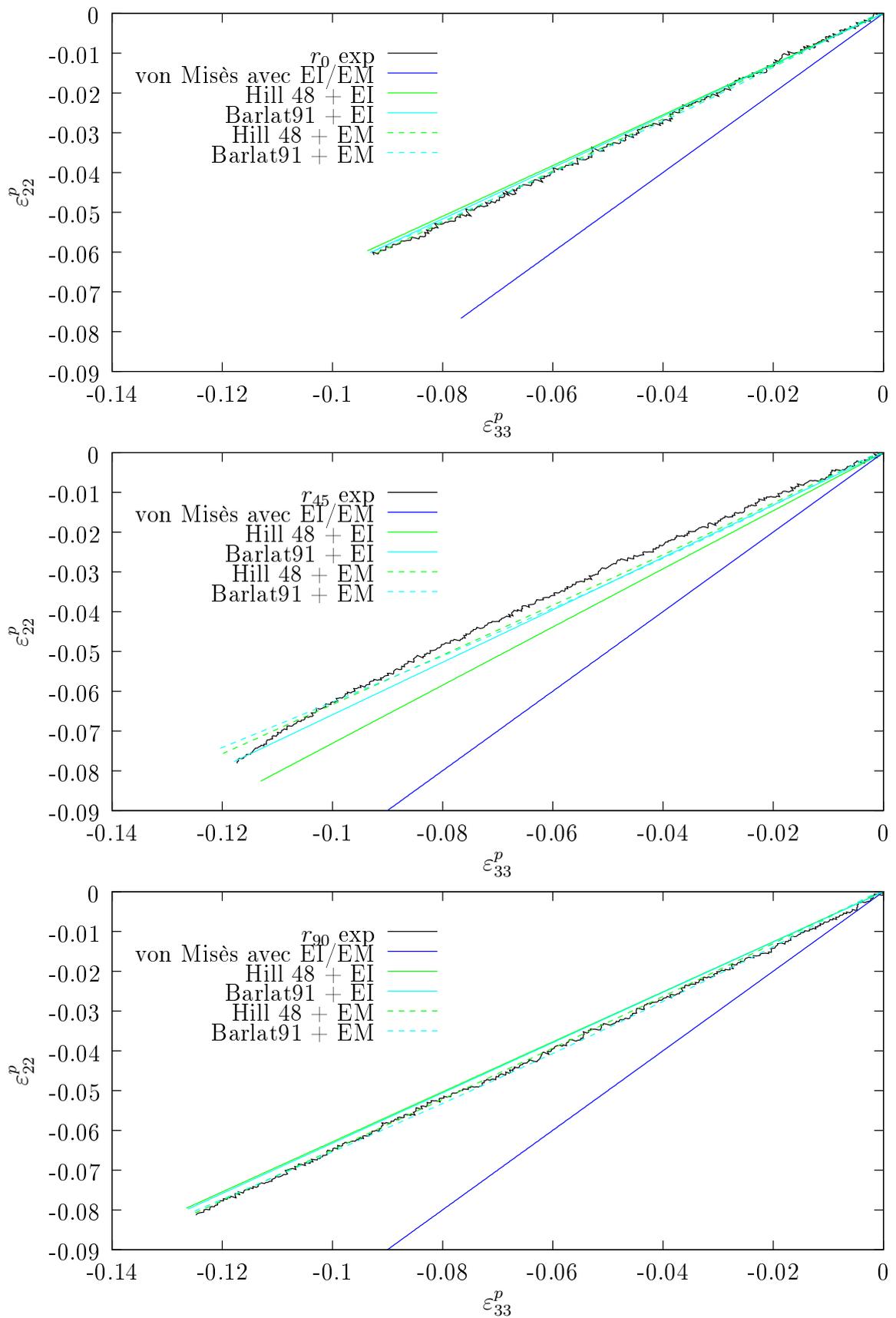


FIG. 3.7 – Comparaison des différents modèles pour les coefficients d'anisotropie à 0° , 45° et 90° de la DL – Al6016.

Résultats pour les essais de cisaillement monotone

La figure 3.8 présente les simulations d'essais de cisaillement monotone dans les trois directions considérées. Quelle que soit l'orientation considérée, les résultats des simulations numériques sont très proches, avec toutefois une meilleure modélisation du comportement en cisaillement pour les modèles à écrouissage mixte, et plus particulièrement ceux utilisant les critères de Hill48 et Barlat91.

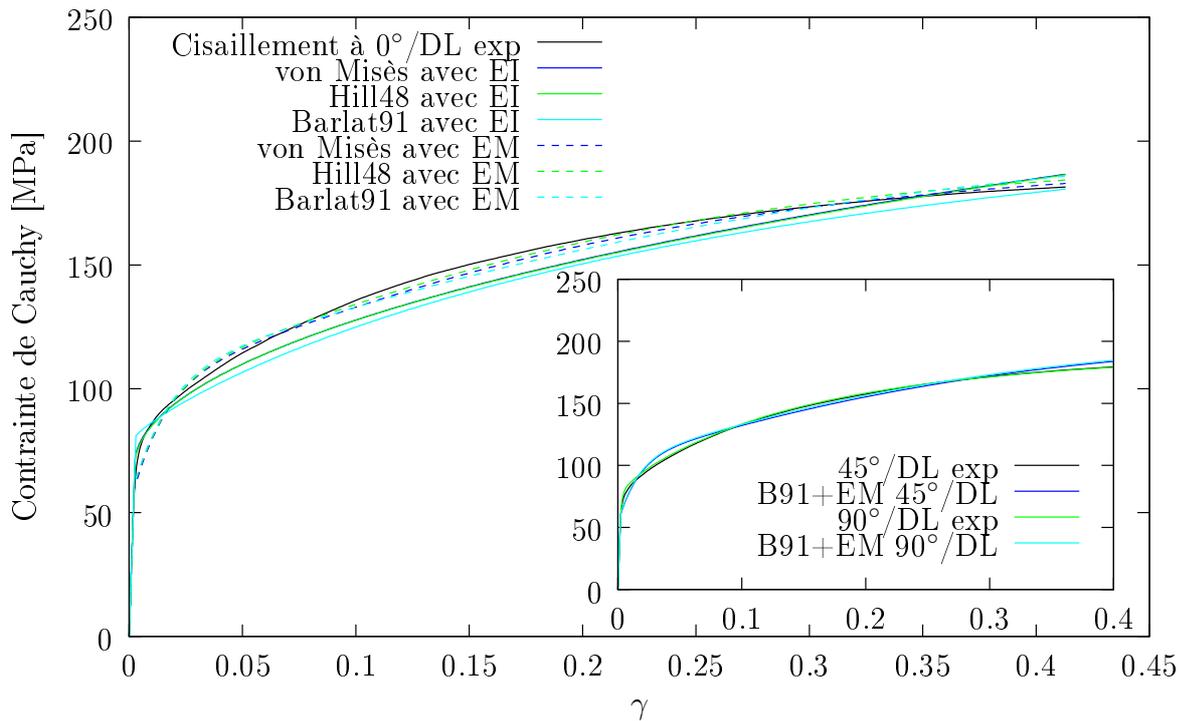


FIG. 3.8 – Comparaison des différents modèles pour un essai de cisaillement monotone à 0° de la DL – Al6016. En incrustation : simulation d'un essai de cisaillement monotone à 45° et 90° de la DL pour le critère de Barlat91 et un écrouissage mixte.

Résultats pour les essais de cisaillement cyclique

La modélisation du comportement de l'Al6016 en cisaillement avec charges/décharges est présentée sur la figure 3.9. Les inversions de charge dans le cas de ce matériau sont faites à environ 9% et 16% de déformation de cisaillement. Comme pour l'Al5754, le comportement à la décharge est bien prédit par les modèles à écrouissage mixte.

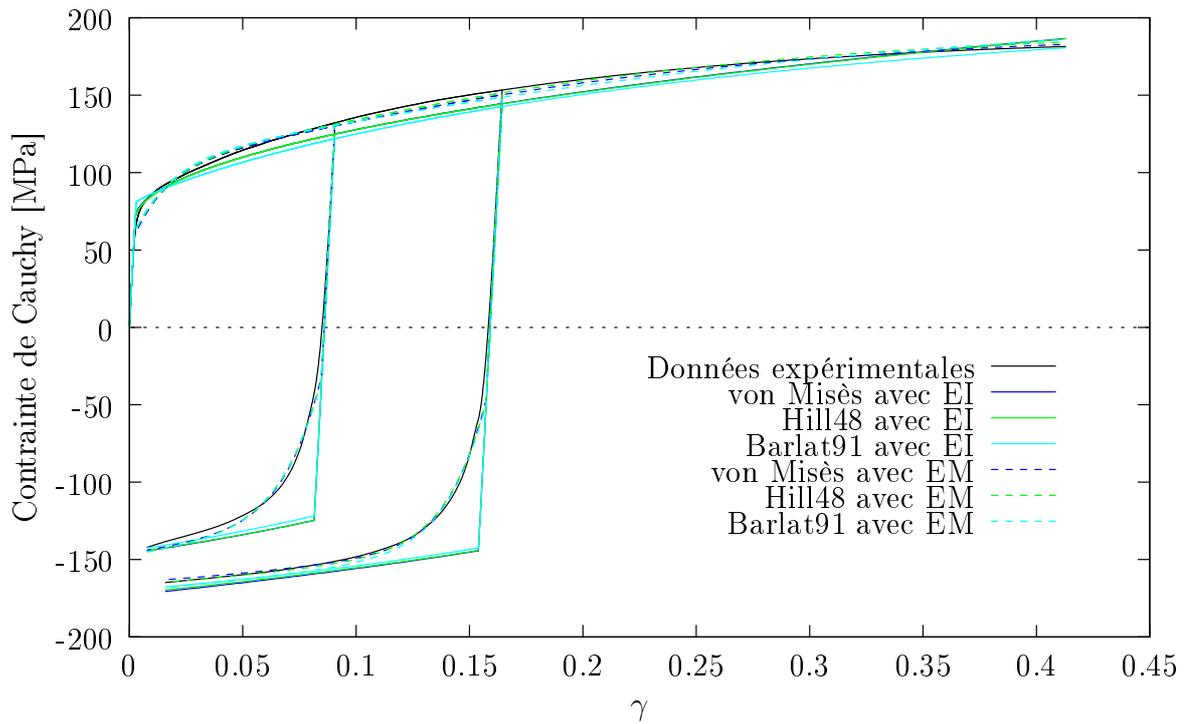


FIG. 3.9 – Comparaison des différents modèles pour un essai de cisaillement cyclique à 0° de la DL – Al6016.

Surface de charge

Les surfaces de charge pour chaque modèle sont tracées sur la figure 3.10. Les contraintes sont normalisées par rapport à la limite élastique initiale dans la DL. Cette figure nous permet de constater que les modèles à écrouissage mixte et critère de plasticité anisotrope donnent des surfaces de charge légèrement plus petites que celles obtenues pour les autres modèles, mais cette différence reste toutefois moins marquée que dans le cas de l'Al5754.

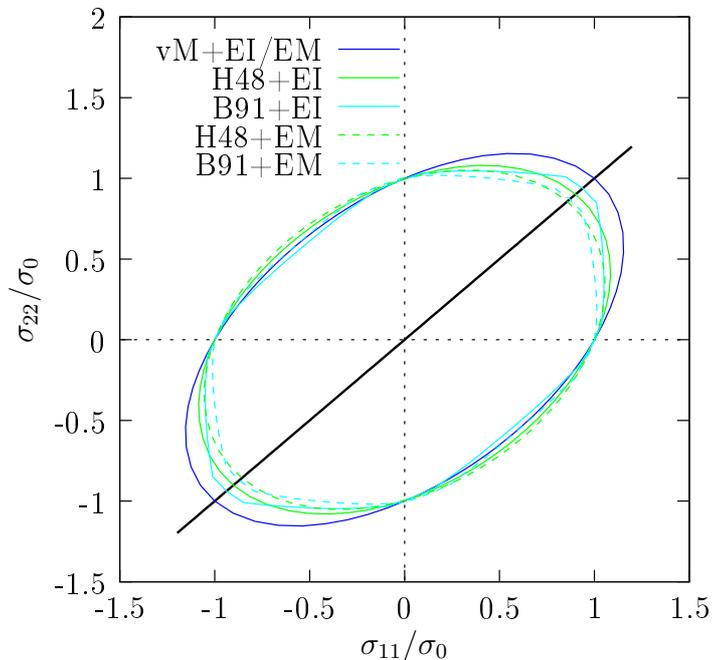


FIG. 3.10 – Représentation de la surface de charge pour chacun des modèles développés – Al6016.

3.3 Conclusion

Différents modèles de comportement ont été développés dans la première partie de ce chapitre. Ainsi, deux modèles à écrouissage isotrope et à écrouissage mixte, ont été présentés, de même que trois critères de plasticité : von Misès, Hill48 et Barlat91, qui leur sont associés.

Dans une seconde partie, l'identification des paramètres matériaux des deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016, a été réalisée à partir de la base de données expérimentale, présentée dans la partie 2.2 du chapitre 2. Les différents modèles rendent bien compte du comportement du matériau pour les essais de traction uniaxiale et les essais de cisaillement, dans la DL ou la DT. Quelques difficultés sont rencontrées pour modéliser le comportement à 45° de la DL, mais les résultats sont toutefois très satisfaisants. Une distinction peut tout de même être faite entre les modèles à écrouissage isotrope et les modèles à écrouissage mixte. Ces derniers rendent très bien compte de l'effet Bauschinger mis en évidence au cours des essais de cisaillement cycliques.

Chapitre 4

Simulation du procédé d'emboutissage et prédiction du retour élastique

Le monde de l'industrie automobile fait aujourd'hui de plus en plus appel à la modélisation numérique afin de rendre compte le plus fidèlement possible du comportement des matériaux mis en jeu. L'objectif est de simuler la totalité du procédé de mise en forme et de prédire le retour élastique subit par la pièce avec la plus grande précision possible. À ce jour, le procédé d'emboutissage est relativement bien maîtrisé numériquement. Le retour élastique après emboutissage est quant à lui, souvent mal prédit en raison de modèles numériques développés à partir d'essais qui ne font pas forcément intervenir des histoires et des changements de trajets de déformation similaires à ceux rencontrés dans des conditions industrielles. L'objectif de ce chapitre est de tester l'influence de plusieurs paramètres numériques ainsi que les modèles de comportement présentés au chapitre précédant sur la simulation de l'essai d'emboutissage et sur la prédiction du retour élastique présentés au chapitre 2.

Dans un premier temps, l'étude du retour élastique d'un cas simple de flexion en U est proposée afin de tester et de déterminer le nombre d'éléments à placer dans l'épaisseur de la tôle. Une première information sur le type d'éléments finis à utiliser sera également apportée grâce à ce test qui se place dans le contexte des petites déformations avec des grands déplacements.

La description de la mise en donnée dans *Abaqus* du protocole expérimental d'emboutissage est ensuite réalisée. La détermination finale du type d'éléments finis est également présentée, ainsi qu'une étude de la forme du maillage du flan et de la procédure de découpe numérique. Cette étude permet de fixer ces paramètres afin d'étudier de façon découplée le rôle des différents modèles de comportement sur les simulations d'emboutissage et la prédiction du retour élastique.

Les modèles de comportement développés au chapitre 3 sont ensuite testés pour étudier leur influence sur les résultats d'emboutissage et de retour élastique. Les critères de plasticité de Hill48 et de Barlat91 avec écrouissage isotrope et cinématique ont été introduits dans le code de calcul *Abaqus*, par l'intermédiaire d'un sous-programme utilisateur UMAT. L'état de contrainte à l'intérieur des parois du godet est également analysé pour chaque modèle de comportement et pour les deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016.

Enfin, l'évolution du module d'élasticité apparent est prise en compte dans le calcul des lois de comportement. L'influence de cette évolution sur la modélisation du procédé de mise en forme et sur la prédiction du retour élastique est testée pour l'alliage d'aluminium Al6016. L'état de contrainte dans le mur du godet est ensuite observé et comparé aux résultats obtenus précédemment pour chaque modèle de comportement.

4.1 Choix du type d'élément fini et du nombre d'éléments dans l'épaisseur

Pour tester et valider les choix du type d'éléments finis et du nombre d'éléments dans l'épaisseur de la tôle, on s'intéresse à un essai de flexion cylindrique proposé lors de la conférence Numisheet 2002 [Manach et al., 2002]. La comparaison des différents calculs numériques est confrontée à une solution théorique.

4.1.1 Les éléments volumiques hexahédriques

Le type d'éléments finis a une influence sur la modélisation du comportement en flexion des tôles métalliques et sur la prédiction du retour élastique engendré par les différents trajets de déformation qu'elles ont subis [Wagoner et Li, 2007]. Afin de tester l'influence des éléments volumiques sur un essai de flexion pure suivi de retour élastique, on utilise des éléments hexahédriques à huit noeuds. Des éléments linéaires sont préférés à des éléments quadratiques en raison du gain de temps de calcul non négligeable. Dans la librairie d'*Abaqus* [Hibbit et al., 2005], on dispose entre autres, des éléments *C3D8* classiques à huit points d'intégration et à intégration sélective réduite, *C3D8R* à un point d'intégration et à intégration réduite et *C3D8I* à huit points d'intégration et à intégration sélective réduite, auxquels ont été ajoutés des modes de déformation incompatibles. Nous ne nous intéressons pas ici aux formulations hybrides : *C3D8H*, *C3D8RH* et *C3D8IH*, qui possèdent un mode *hourglass* pour contrôler les modes incompatibles.

Les éléments finis *C3D8*

Il s'agit des éléments classiquement utilisés dans *Abaqus*. Ils possèdent 8 points d'intégration. Dans le cas d'éléments à huit points d'intégration classiques, un phénomène appelé *blocage* peut survenir lorsqu'ils sont soumis à de la flexion ou dans le cas de déformations isochores. Le cadre général de notre étude faisant intervenir principalement des phénomènes de flexion, nous négligerons les effets liés aux transformations isochores dans les éléments.

Lors de problèmes en flexion, la formulation numérique de ces éléments entraîne l'apparition de déformations de cisaillement qui ne sont pas présentes dans la réalité. Ces déformations parasites peuvent rendre ce type d'élément fini trop raide en flexion pour décrire correctement le comportement du matériau, en particulier si la longueur de l'élément est du même ordre de grandeur que l'épaisseur du matériau. Pour supprimer ce blocage, ces éléments possèdent, par défaut, une intégration sélective réduite [Hibbit et al., 2005]. Les contributions de type extension de la matrice de rigidité sont en fait calculées en utilisant une intégration numérique exacte, tandis que les contributions de cisaillement sont calculées avec un schéma d'intégration réduite [Gmür, 2000].

Les éléments finis *C3D8R*

Les éléments *C3D8R* sont des éléments à intégration réduite à un seul point d'intégration. Ce type d'élément permet un gain de temps de calcul non négligeable, par rapport aux éléments classiques *C3D8*. Ils peuvent également apporter un gain de précision puisque certains modes de déformation ne sont pas pris en compte dans le calcul de l'énergie de déformation, ce qui permet de compenser une surestimation de la rigidité.

Cependant, la présence d'un unique point d'intégration dans l'élément entraîne parfois une distorsion de l'élément appelée *hourglassing*, telle que la déformation calculée au point d'intégration peut être nulle. Dans les cas extrêmes, cela conduit à une distorsion incontrôlée du maillage.

Les éléments finis *C3D8I*

Les éléments *C3D8I* sont des éléments à intégration sélective réduite [Simo et Armero, 1992, Laurent et al., 2009b] mais des modes de déformations incompatibles ont été ajoutés par rapport aux degrés de liberté classiques des éléments *C3D8*, afin d'éliminer la déformation de cisaillement parasite qui rend ces éléments trop raides en flexion. De plus, les degrés de liberté supplémentaires permettent d'éliminer le raidissement apparent du matériau sous l'effet du coefficient de Poisson en flexion. Ce phénomène apparaissant dans le cas d'éléments ne possédant que des degrés de liberté en translation, la variation linéaire de la contrainte axiale induite par la flexion, est alors accompagnée par une variation linéaire de la contrainte normale. Cette dernière conduit à un état de contrainte incorrect et à une surestimation de la raideur de l'élément.

Du fait des variables internes ajoutées, l'utilisation de ces éléments rend les calculs numériques sensiblement plus long qu'avec des éléments linéaires classiques, mais donnent des résultats nettement plus précis dans le cas où les sollicitations en flexion sont prépondérantes. Les éléments *C3D8I* possèdent 13 variables internes ajoutées, liées aux modes incompatibles.

4.1.2 Flexion élastoplastique d'une poutre (benchmark Numisheet 2002)

L'essai proposé est un essai de flexion pure correspondant à l'emboutissage d'une tôle mince par descente d'un poinçon cylindrique (figure 4.1). Le dispositif ne comporte pas de serre-flan, ce qui laisse donc les deux extrémités de l'éprouvette libres. Le coefficient de frottement intervient donc peu dans ce problème, ce qui évite l'étude de l'influence de ce coefficient, toujours difficile à estimer. L'apparition d'un retour élastique est caractérisée par l'ouverture de l'angle de pliage de la tôle θ en fin de charge. Les dimensions du dispositif sont données dans le tableau 4.1. Cet

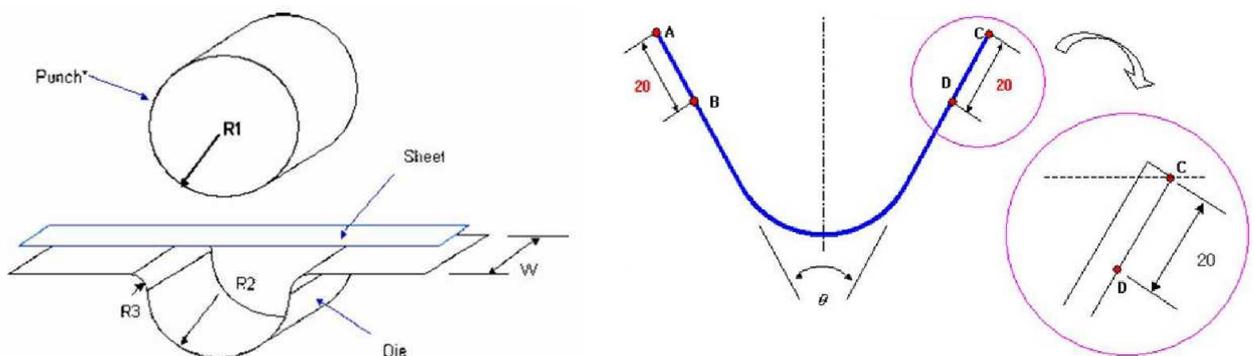


FIG. 4.1 – Schémas de principe du benchmark Numisheet 2002 et méthode de mesure du retour élastique [Lee et al., 2005b].

essai s'apparente à un essai de flexion pure qui peut être traité qualitativement dans le cadre

<i>Outils</i>			
R_1	R_2	R_3	W
23.5 mm	25 mm	4 mm	50 mm
<i>Éprouvette</i>			
L	b	h	
120 mm	30 mm	1 mm	

TAB. 4.1 – Dimensions du dispositif et des éprouvettes du benchmark Numisheet 2002.

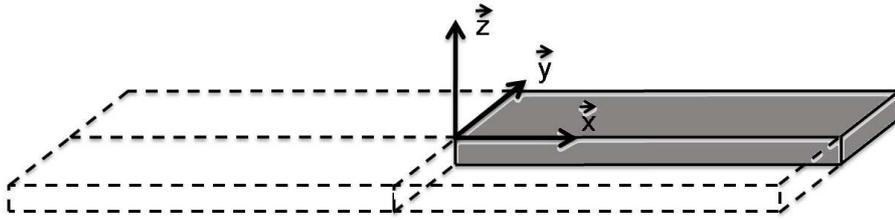


FIG. 4.2 – Modélisation d'un quart de l'éprouvette et le repère associé.

des petites déformations. L'éprouvette est assimilée à une plaque de longueur L , de largeur b et d'épaisseur h . L'épaisseur de la tôle étant suffisamment faible par rapport aux autres dimensions, on considère que les contraintes normales sont négligeables et que l'on se trouve dans un cas de contraintes planes. Dans la suite, les vecteurs \vec{x} , \vec{y} et \vec{z} correspondent respectivement à la direction longitudinale de l'éprouvette, la direction transverse et la direction normale (figure 4.2).

Le retour élastique est caractérisé par la variation de l'angle θ de pliage entre la fin de la charge et la décharge. L'angle θ correspond à l'angle d'intersection des droites (AB) et (CD) , tangentes au profil extérieur de la tôle (voir figure 4.1).

Dans le cas d'un essai de flexion pure, il n'y a pas de déformation d'extension de la fibre moyenne et l'évolution de la déformation locale s'écrit :

$$\varepsilon_{xx}(z) = \frac{-z}{R} \quad (4.1)$$

où z est la distance par rapport à la fibre moyenne et R est le rayon de courbure de la fibre moyenne. On considère également que $L \gg b$. Ainsi, la tôle se comporte comme une poutre et on néglige ainsi l'effet anticlastique.

Phase de descente du poinçon

Le comportement élastique est défini par :

$$\sigma(z) = \sigma = E\varepsilon^e = -E\frac{z}{R} \quad (4.2)$$

avec ε^e la déformation élastique.

Pour simplifier les calculs, on considère que le comportement est du type élastoplastique avec écrouissage linéaire (figure 4.3). L'évolution de la contrainte dans l'épaisseur est donnée par :

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^p \quad (4.3)$$

avec ε^p la déformation plastique.

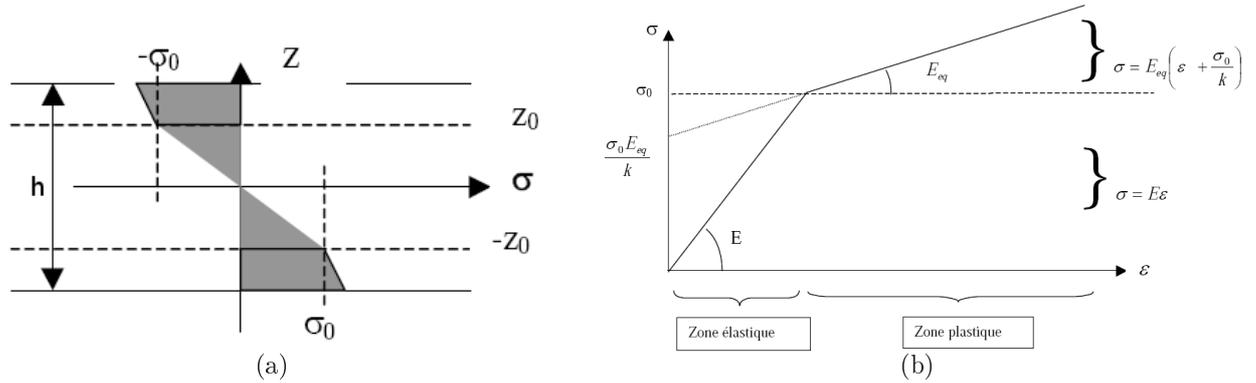


FIG. 4.3 – (a) Schéma de principe de l'évolution de la contrainte dans l'épaisseur avant retour élastique. (b) Comportement d'un modèle élastoplastique à écrouissage linéaire.

La plasticité apparaît lorsque la contrainte atteint la limite d'élasticité en compression ou en traction : $\sigma = \pm\sigma_0$ et :

$$\sigma_0 = \frac{Ez_0}{R} \quad (4.4)$$

où z_0 correspond à la distance entre la fibre neutre et la peau extérieure.

Sachant que $\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^p$, on en déduit :

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} - \frac{\sigma - \sigma_0}{k} \quad (4.5)$$

Après simplification (figure 4.3(b)) :

$$\sigma = E_{eq} \left(\varepsilon + \frac{\sigma_0}{k} \right) \quad \text{avec} \quad E_{eq} = \frac{kE}{k + E}$$

Dans le domaine plastique, on a en traction ($z < -z_0$), $\sigma = \sigma_0$ et en compression ($z > z_0$), $\sigma = -\sigma_0$. La taille de la zone plastique est $\frac{h}{2} - z_0 = \frac{h}{2} - \frac{R\sigma_0}{E}$. Le rayon de courbure critique R_c pour lequel il y a début de plastification sur les peaux extérieures, i.e. pour $z = h/2$, s'en déduit :

$$R_c = \frac{Eh}{2\sigma_0} \quad (4.6)$$

Pour la partie de la tôle en traction, i.e. pour $z < -z_0$, on a avec les équations (4.1) et (4.4) :

$$\sigma = -E_{eq} \left(\frac{z + z_0}{R} \right) + \sigma_0 \quad (4.7)$$

et en compression, ie $z > z_0$:

$$\sigma = -E_{eq} \left(\frac{z - z_0}{R} \right) - \sigma_0 \quad (4.8)$$

Le moment de flexion M_y qui s'applique dans la poutre est défini par :

$$M_y = \int_S z \sigma dS \quad (4.9)$$

Si l'on décompose l'équation (4.9) sur trois intervalles correspondant aux zones élastiques et plastiques :

$$M_y = b \int_{-\frac{h}{2}}^{-z_0} z \sigma dz + b \int_{-z_0}^{z_0} z \sigma dz + b \int_{z_0}^{\frac{h}{2}} z \sigma dz \quad (4.10)$$

et en remplaçant σ par son expression sur chaque tronçon, on obtient :

$$M_y = \frac{2(E_{eq} - E)}{3R} b z_0^3 + \left(1 - \frac{E_{eq}}{E} \right) \left(z_0^2 - \frac{h^2}{4} \right) b \sigma_0 - \frac{E_{eq} b h^3}{12R} \quad (4.11)$$

Après retour élastique

Lorsqu'on décharge progressivement la poutre, le retour élastique apparaît et se caractérise par une courbure $\frac{1}{R_e}$ telle que :

$$\frac{1}{R_r} = \frac{1}{R} - \frac{1}{R_e} \quad (4.12)$$

où $\frac{1}{R}$ est la courbure en fin de charge et $\frac{1}{R_r}$ est la courbure après décharge et retour élastique.

En terme de contrainte locale, on a $\sigma_r = \sigma - \sigma_e$, où σ_r est la contrainte résiduelle après décharge :

$$\sigma_r = \sigma + E \frac{z}{R_e} \quad (4.13)$$

et la contrainte généralisée devient dès lors :

$$M_y = b \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} z \sigma_r dz = b \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} z \sigma dz + b \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \frac{E}{R_e} z dz = 0 \quad (4.14)$$

Après calcul, on obtient :

$$M_y = \frac{2(E_{eq} - E)}{3R} b z_0^3 + \left(1 - \frac{E_{eq}}{E} \right) \left(z_0^2 - \frac{h^2}{4} \right) b \sigma_0 - \frac{E_{eq} b h^3}{12R} + \frac{E b h^3}{12R_e} = 0 \quad (4.15)$$

Le retour élastique est caractérisé par la variation $\Delta\theta$ de l'angle de pliage, qui est la différence entre l'angle θ en fin de charge et l'angle $\theta_r = \theta + \Delta\theta$ après retour élastique. Or, nous considérons qu'il n'y a pas d'extension de la fibre moyenne. Ainsi, une longueur d'arc l_{arc} de la partie courbée de la poutre, reste la même avant et après décharge.

On a donc en fin de charge : $l_{arc} = R\theta$ et après retour élastique : $l_{arc} = R_r\theta_r$. On en déduit alors que $R\theta = R_r(\theta + \Delta\theta)$ et $\Delta\theta/\theta = (R - R_r)/R_r$. À partir de l'équation 4.12, on a $\Delta\theta/\theta = R/R_e$. En introduisant dans l'équation 4.15, on obtient la formule du retour élastique obtenue par Fukui [Fukui et al., 1966] :

$$\frac{\Delta\theta}{\theta} = \frac{E_{eq}}{E} + \left(1 - \frac{E_{eq}}{E} \right) \frac{3\sigma_0 R}{E h} - 4 \left(1 - \frac{E_{eq}}{E} \right) \left(\frac{\sigma_0 R}{E h} \right)^3 \quad (4.16)$$

Modélisation du Benchmark Numisheet 2002

La modélisation de l'essai de flexion présenté dans le paragraphe précédent est réalisée avec *Abaqus*. Pour des raisons de symétrie, un quart de l'éprouvette est modélisé comme présenté sur la figure 4.2. Afin de respecter les conditions réelles de l'essai, la section dans le plan de symétrie longitudinal (\vec{x}, \vec{z}) de l'éprouvette, est bloquée suivant la direction \vec{y} et la section du plan de symétrie transversal (\vec{y}, \vec{z}) , est bloquée dans la direction \vec{x} . Le maillage est composé de 15 éléments hexahédriques dans la largeur et de 60 dans la longueur. Le nombre d'éléments dans l'épaisseur varie de 2 à 6 et les éléments testés sont les éléments *C3D8*, *C3D8R* et *C3D8I* présentés au paragraphe 4.1.1. Pour décrire le comportement du matériau, on utilise un modèle de comportement à écrouissage isotrope linéaire (équation (4.3)), avec le critère de plasticité de von Misès. Les valeurs des paramètres utilisés sont présentées dans les tableaux 4.2.

E	σ_0	k	h	R
74620 MPa	96 MPa	2530 MPa	1 mm	23.5 mm

TAB. 4.2 – Valeurs des paramètres pour la modélisation du Benchmark Numisheet 2002.

La matrice et le poinçon sont modélisés comme des outils analytiques rigides. La course maximale du poinçon est de 23.5 mm. L'évolution de la contrainte longitudinale en fonction de la déformation longitudinale, extraites aux points d'intégrations – et aux noeuds pour les *C3D8* –, est comparée à la solution théorique avant et après retour élastique. La variation de l'angle $\Delta\theta$ est également mesurée et comparée à la valeur théorique de l'équation (4.16).

Les figures 4.4, 4.5 présentent respectivement le profil de l'éprouvette en fin de charge et après décharge, et les évolutions de la contrainte pour les éléments *C3D8*, en fonction du nombre d'éléments dans l'épaisseur. L'évolution de la contrainte après décharge est également présentée sur la figure. La contrainte est extraite aux points d'intégration.

On constate sur la figure 4.4 que le profil final de l'éprouvette varie entre deux positions selon que le nombre d'éléments dans l'épaisseur est pair ou impair. En effet, on peut voir que les configurations avec 3 et 5 éléments donnent des profils ouverts identiques, tandis que les configurations avec 2, 4 et 6 éléments dans l'épaisseur donnent des profils identiques, un peu plus fermés. De même, il apparaît qu'après décharge, les configurations avec un nombre d'éléments impair dans l'épaisseur, donnent des profils identiques et plus fermés que les configurations à 2, 4 et 6 éléments dans l'épaisseur. On peut toutefois noter que le calcul avec 2 éléments dans l'épaisseur donne une ouverture légèrement supérieure à celles des calculs avec 4 et 6 éléments. En ce qui concerne la contrainte dans l'épaisseur dans le plan de symétrie de l'éprouvette, toutes les configurations donnent les mêmes évolutions (figure 4.5). Cependant, on peut constater que l'évolution de la contrainte est plutôt mal décrite dans le centre de l'éprouvette, si on la compare à son évolution théorique. Une mauvaise prédiction de l'état de contrainte au centre de l'éprouvette – autour de la fibre neutre – est observée, ainsi qu'une mauvaise description des transitions entre les zones élastique et plastique. Le même phénomène est constaté pour l'évolution de la contrainte après décharge et retour élastique. Ceci montre que les éléments *C3D8* sont probablement trop rigides pour ce type de calcul de flexion.

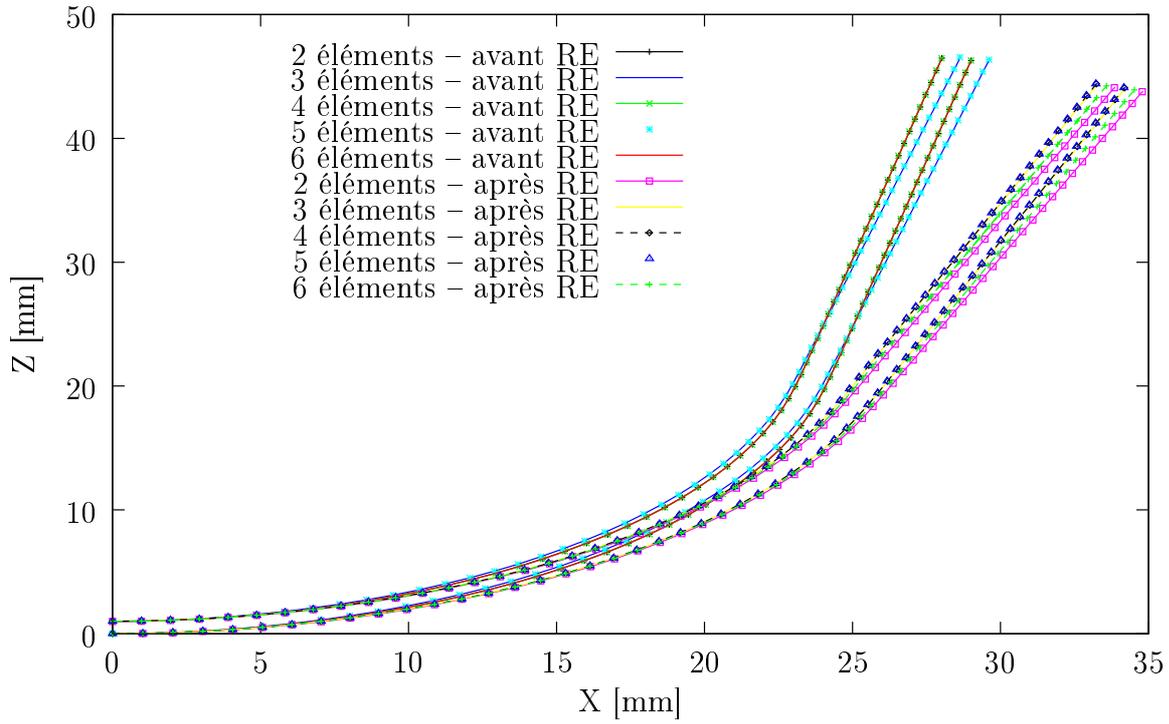


FIG. 4.4 – Évolution du profil en fin de charge (avant RE) et après retour élastique (après RE), pour des éléments C3D8.

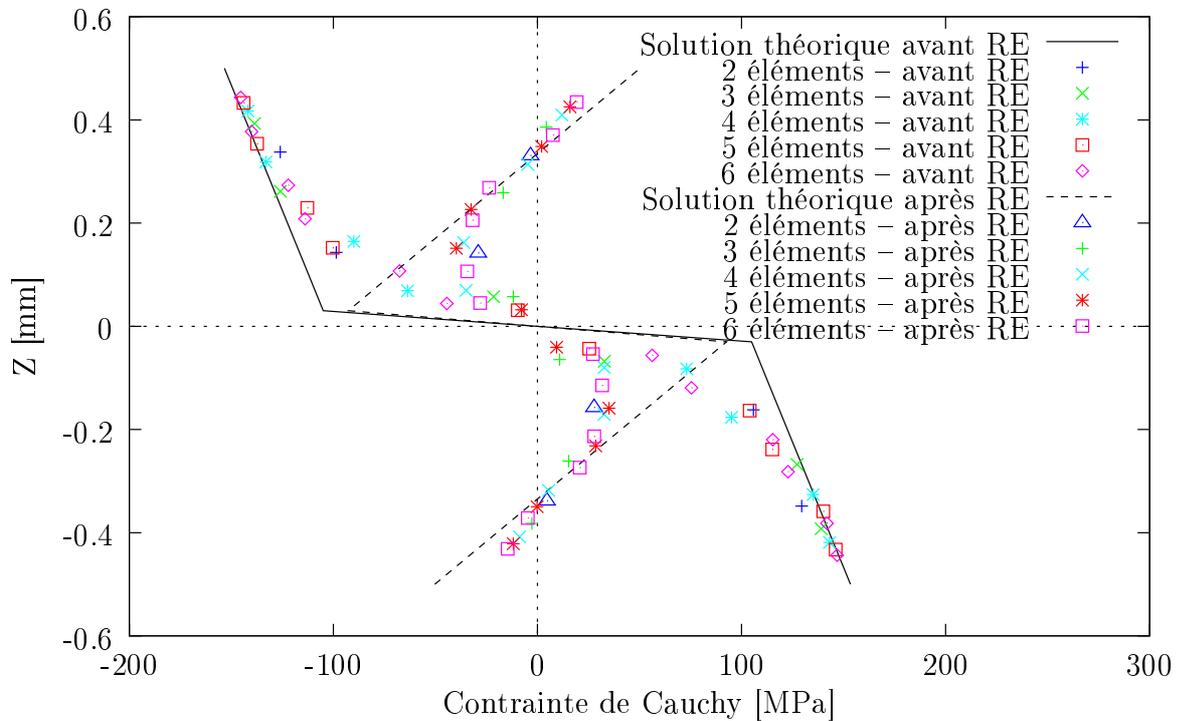


FIG. 4.5 – Évolution de la contraente aux points d'intégration, au centre de l'éprouvette, en fonction de la position dans l'épaisseur pour des éléments C3D8.

La figure 4.6 et 4.7 présentent respectivement les évolutions de la contrainte avant et après décharge, dans le plan de symétrie (\vec{y}, \vec{z}) de la tôle, en fonction du nombre d'éléments dans l'épaisseur, respectivement pour les éléments *C3D8R* et *C3D8I*.

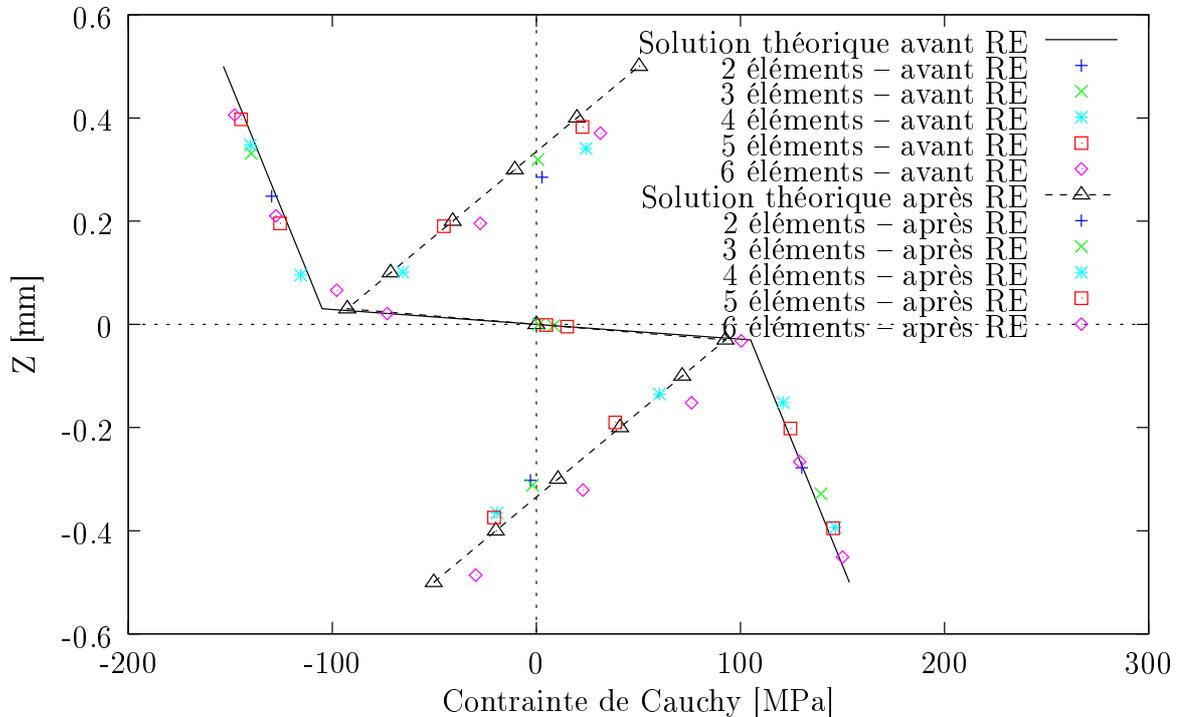


FIG. 4.6 – Évolution de la contrainte aux points d'intégration, au centre de l'éprouvette, en fonction de la position dans l'épaisseur pour des éléments *C3D8R*.

La figure 4.6 montre que l'état de contrainte en fonction de la position dans l'épaisseur au centre de l'éprouvette, avec des éléments *C3D8R*, est très bien décrit. La description de l'état de contrainte en fin de charge est tout à fait satisfaisante. On constate en revanche qu'après décharge et retour élastique, la zone en traction ($z < 0$) est sensiblement mieux décrite que la zone en compression ($z > 0$). Les résultats après décharge restent néanmoins tout à fait satisfaisants.

L'évolution du profil de la tôle en fonction du nombre d'éléments dans l'épaisseur pour les éléments *C3D8R* et *C3D8I* n'est pas présentée ici, en raison des mêmes observations faites que dans le cas des *C3D8*.

La description de l'évolution de la contrainte avant décharge est très bien représentée pour les éléments *C3D8I*, quel que soit le nombre d'éléments utilisés dans l'épaisseur. La description de l'état de contrainte après retour élastique avec ces éléments donne des résultats sensiblement meilleurs qu'avec des *C3D8R*.

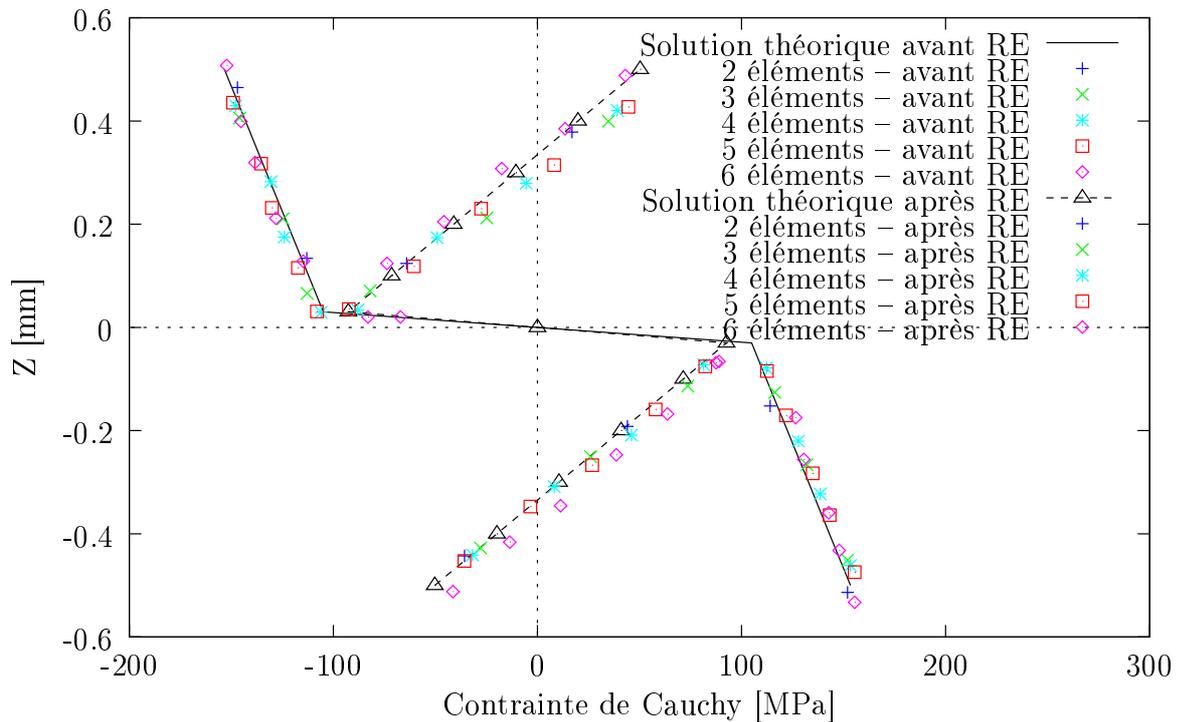


FIG. 4.7 – Évolution de la contrainte aux points d'intégration, au centre de l'éprouvette, en fonction de la position dans l'épaisseur pour des éléments C3D8I.

D'après les résultats obtenus, dès 2 éléments dans l'épaisseur de l'éprouvette, on obtient une représentation correcte de l'évolution de la contrainte de flexion dans l'épaisseur, quel que soit le type d'éléments *C3D8*, *C3D8I* et *C3D8R*. Dès lors, pour s'assurer une représentation suffisante de l'état de contrainte et éviter tous problèmes d'interprétations, on décide de fixer le nombre d'éléments dans l'épaisseur à 3, quel que soit le type d'élément testé. Ce résultat conduit à 6 points d'intégration dans l'épaisseur pour les éléments *C3D8* et *C3D8I* mais seulement à 3 pour les éléments *C3D8R*, ce qui est sans doute insuffisant par rapport aux études préalables [Makinouchi et al., 1993, Lee et al., 1996, Yamamura et al., 2002, Xu et al., 2004]. Malgré tout, on fixe le nombre d'éléments dans l'épaisseur à 3, quel que soit le type d'élément, pour la suite de notre étude.

La figure 4.8 présente l'évolution du profil de l'éprouvette en fonction du type d'élément fini pour trois éléments placés dans l'épaisseur. On constate que le profil de l'éprouvette en fin de charge est le même pour tous les types d'éléments proposés. Bien que les sections de l'éprouvette après retour élastique soient très proches les unes des autres, on voit que le profil est légèrement plus refermé dans le cas des éléments *C3D8*, alors que les *C3D8I* et les *C3D8R* donnent des évolutions quasi-superposées.

Si on s'intéresse cette fois à l'évolution de la contrainte longitudinale en fonction de la position dans l'épaisseur (figure 4.9), on constate que les éléments *C3D8* ne permettent pas une bonne prédiction de l'état de contrainte de la tôle. Elle révèle une mauvaise description de la zone centrale, autour de la fibre neutre, et une mauvaise transition entre les domaines élastique et plastique (voir aussi figure 4.5). Bien que les éléments *C3D8R* montrent une bonne estimation de la forme de l'éprouvette à la fin de l'essai de flexion, il apparaît que le nombre d'éléments

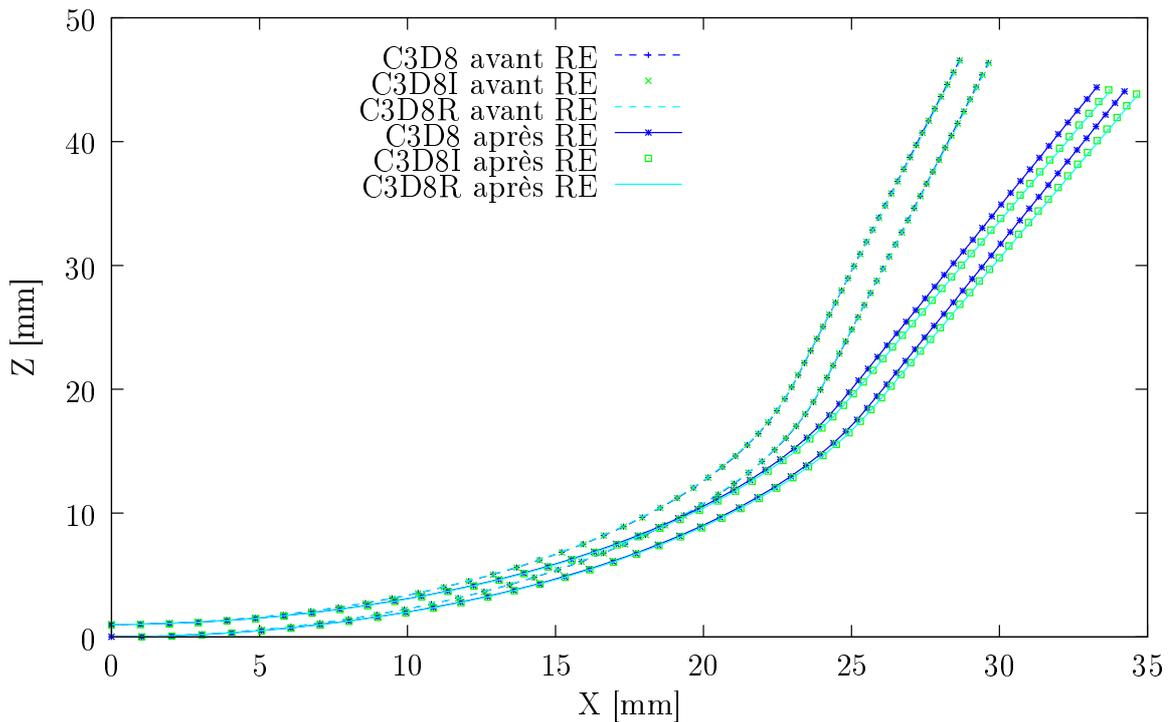


FIG. 4.8 – Évolution du profil en fin de charge (avant RE) et après retour élastique (après RE), pour différents types d'éléments et 3 éléments dans l'épaisseur.

est trop faible dans ce cas précis, puisqu'on a seulement 3 points d'intégration dans l'épaisseur. Enfin, les éléments *C3D8I* donnent une évolution de la contrainte dans l'épaisseur tout à fait satisfaisante par rapport à la solution théorique.

Le tableau 4.3 donne les valeurs de l'angle $\theta/2$ avant et après retour élastique. La variation d'angle numérique est comparée à la valeur théorique obtenue par l'équation 4.16.

	θ_{avantRE}	$\theta_{\text{aprèsRE}}$	$\Delta\theta_{\text{num}} = \theta_{\text{avantRE}} - \theta_{\text{aprèsRE}}$	$\Delta\theta_{\text{théo}}$
C3D8	24.19°	38.51°	14.32°	14.94°
C3D8R	24.40°	39.00°	14.60°	
C3D8I	24.25°	38.75°	14.50°	

TAB. 4.3 – Angle en fonction du type d'élément avec 3 éléments dans l'épaisseur.

Dans le cas des petites déformations, les valeurs d'angles, que ce soit avant ou après retour élastique, sont très proches les unes des autres, quel que soit le type d'élément considéré. Dans tous les cas, les éléments *C3D8R* donnent l'angle d'ouverture le plus grand et les *C3D8* le plus petit. Si l'on compare les variations d'angle $\Delta\theta$, on constate que la solution théorique est sous-estimée par les simulations numériques. Les *C3D8R* donnent le résultat le plus proche de la solution théorique et les *C3D8* le plus éloigné. Quel que soit le type d'élément utilisé, les résultats sont toutefois très proches de la solution de Fukui, puisque l'erreur relative aux *C3D8* est d'environ 4%, celle des *C3D8R* est d'environ 2% et celle des *C3D8I* est inférieure à 3%.

Afin de déterminer le type d'élément fini à utiliser dans les modélisations numériques, on procède maintenant à la comparaison des trois éléments sur un cas en grandes déformations :

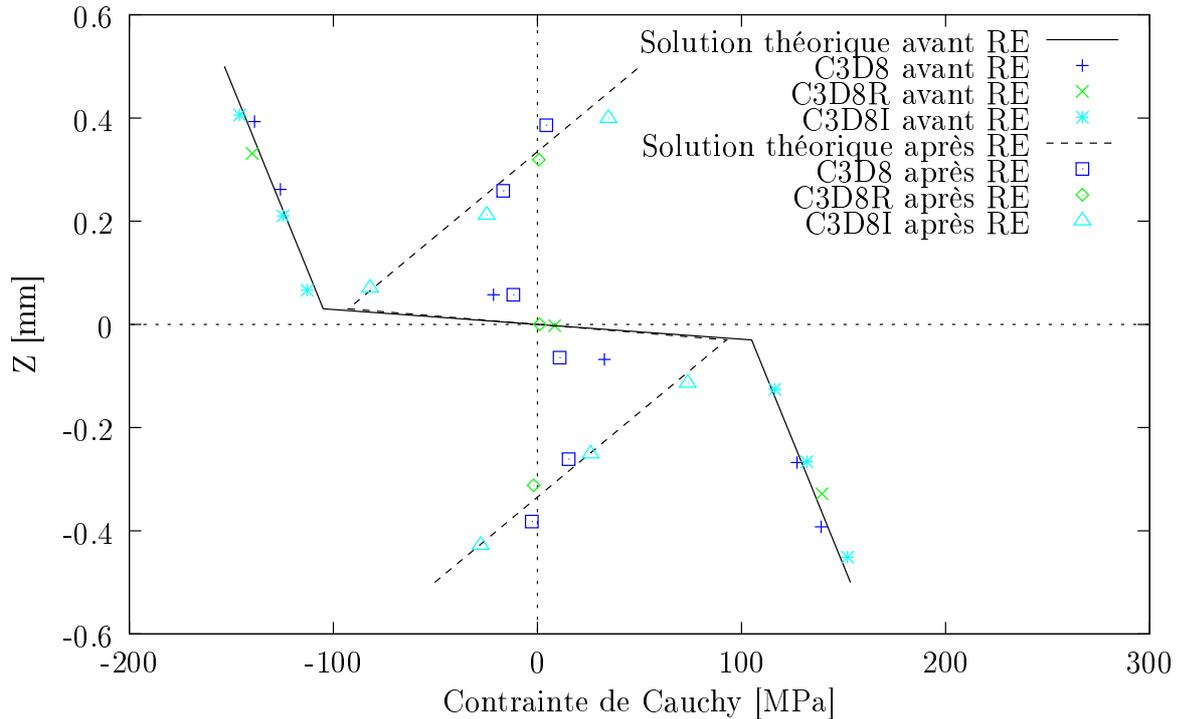


FIG. 4.9 – Évolution de la contrainte aux points d'intégration, au centre de l'éprouvette en fonction de la position dans l'épaisseur, pour différents types d'éléments et 3 éléments dans l'épaisseur.

l'emboutissage d'un godet cylindrique suivi de découpe et d'un retour élastique [Demeri et al., 2000]. La géométrie du maillage ainsi que le mode de découpe numérique de l'anneau sont aussi analysés sur ce test. Enfin, une fois tous ces paramètres fixés, on étudie l'influence sur le retour élastique du choix du type d'écroutissage et du critère de plasticité dans le cas des deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016.

4.2 Modélisation de l'emboutissage d'un godet cylindrique

4.2.1 Mise en donnée

L'essai d'emboutissage est modélisé dans sa totalité en prenant en compte les outils et leurs interactions avec le flan. L'ensemble des calculs est réalisé avec la version implicite *Abaqus Standard*. Afin d'alléger les calculs et pour prendre en compte l'anisotropie du comportement, la modélisation de la moitié du dispositif est réalisée (figure 4.10(a)). Le choix de modéliser la moitié du dispositif, et non le quart, est motivé par le fait qu'après les différentes étapes de mise en forme et de découpe, il ne reste qu'un plan de symétrie suivant la ligne d'ouverture de l'anneau et coupant l'anneau en deux. Les dimensions du flan sont identiques à celles du flan embouti dans les conditions expérimentales : diamètre $\varnothing 170$ mm et épaisseur 1mm. Les conditions d'emboutissage numériques sont identiques à celles présentées au chapitre 2. L'effort de serre-flan est de 24 kN et la valeur du coefficient de frottement entre le flan et les outils est fixé à 0.18. Ce coefficient a été optimisé à l'aide de l'effort expérimental non-nul en fin d'emboutissage observé au chapitre 2. La vitesse de déplacement du poinçon est fixée à 0.5 mm.s^{-1} .

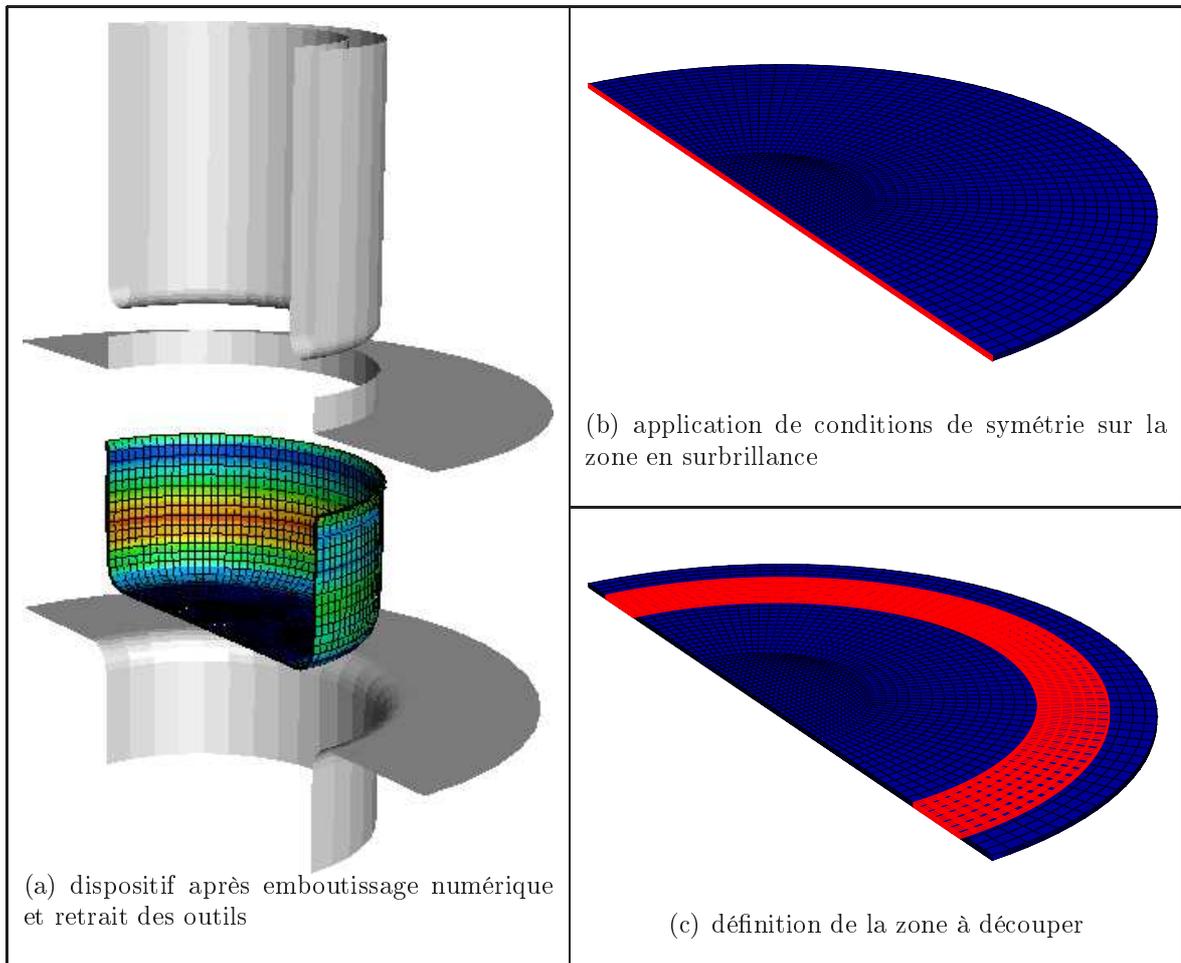


FIG. 4.10 – Modélisation de l'essai d'emboutissage et maillage du demi-flan.

Le maillage du flan est réalisé à l'aide des éléments $C3D8$, $C3D8R$ et $C3D8I$. Dans un premier temps, trois éléments sont testés dans l'épaisseur afin de déterminer lequel est le plus adapté à la modélisation du procédé d'emboutissage et à la prédiction du retour élastique. Un maillage de 6510 éléments est utilisé dans un premier temps. Les outils sont analytiques rigides et axisymétriques (figure 4.10(a)).

La découpe numérique du godet s'effectue par désactivation de zones préalablement définies (figure 4.10(c)) en utilisant l'opérateur **REMOVE* dans *Abaqus* (figures 4.11(b) et 4.11(c)). Le positionnement des parties du maillage à désactiver est tel que la position et la hauteur de l'anneau numérique en fin d'emboutissage soient les plus proches possibles de celles de l'anneau expérimental. Le positionnement des zones à désactiver a préalablement été déterminé par un calcul initial et après identification des lignes de noeuds servant de limites entre les différentes parties. Nous reviendrons au paragraphe 4.3 sur l'influence du mode de découpe utilisé pour créer l'anneau.

L'ouverture de l'anneau est réalisée en supprimant l'une des conditions de symétrie qui maintient le demi-anneau en position fermée. La libération de cette condition aux limites entraîne une modification de l'état de contrainte interne de l'anneau, provoquant le retour élastique (figure 4.11(d)).

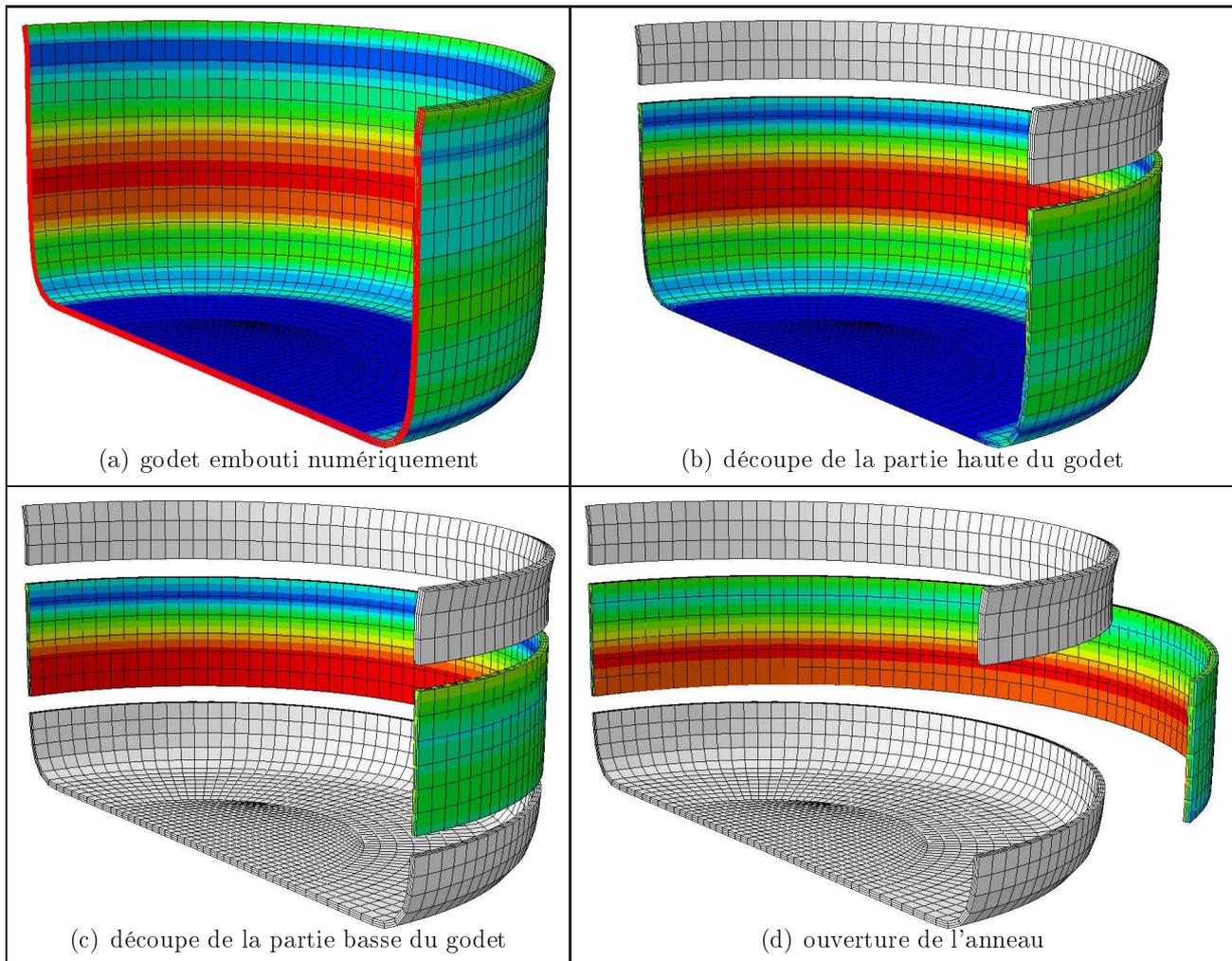


FIG. 4.11 – Phases de découpe et d'ouverture de l'anneau numérique – modèle à écrouissage isotrope et critère de von Misès, éléments finis $C3D8I$ – Al5754.

4.2.2 Influence du type d'élément fini

La figure 4.12 présente l'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour différents éléments finis. Le modèle utilisé ici est un modèle à écrouissage isotrope et critère de von Misès, dans le cas de l'alliage d'aluminium Al5754, dont les paramètres matériaux sont donnés dans le tableau 3.4.

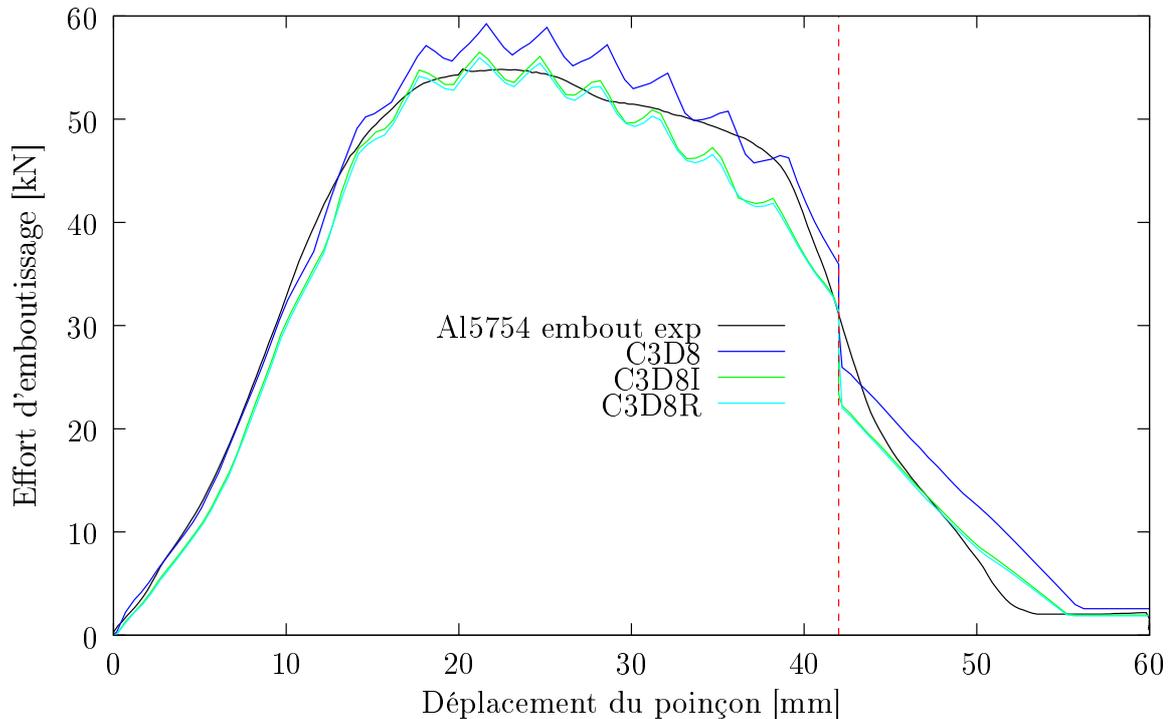


FIG. 4.12 – Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour un modèle à écrouissage isotrope et critère de von Misès, pour différents types d'éléments finis – Al5754.

La montée en charge au début de l'emboutissage est très bien décrite quel que soit le type d'élément. Les oscillations dans l'évolution de l'effort au niveau de la partie haute de la courbe sont dues au passage des noeuds sur le rayon d'entrée de la matrice. Ce phénomène peut être réduit en augmentant de manière conséquente la densité du maillage.

Le pic d'effort atteint pour un déplacement d'environ 20 mm est bien décrit pour les trois éléments testés. La phase de la courbe où l'effort diminue est la zone la moins bien décrite au cours des simulations. En effet, la chute de l'effort est bien modélisée, cependant la pente de cette diminution d'effort est incorrecte. La rupture de pente constatée pour un déplacement d'environ 42 mm (droite en rouge sur la figure 4.12) provient du fait que l'on retire le serre-flan pour éviter une instabilité numérique au moment où il n'appuie plus que sur l'arête du flan. La phase d'emboutissage numérique est donc réalisée en deux étapes, et une légère chute de l'effort est constatée juste après le retrait du serre-flan et avant que le flan ne soit complètement avalé dans la matrice.

À la fin de l'emboutissage, la stabilisation de l'effort à une valeur minimale non nulle est très bien prédite. Cette valeur d'effort correspond au glissement du godet embouti sur la matrice et montre que le coefficient de frottement entre la tôle et les outils est correctement choisi.

En conclusion, la phase d'emboutissage est relativement bien décrite, quel que soit le type d'élément utilisé. Alors que les courbes d'évolution obtenues avec les éléments *C3D8R* et *C3D8I* sont parfaitement superposées, on observe une surestimation de l'effort d'emboutissage avec les éléments *C3D8*.

Sur la figure 4.11(a), la section du flan dans la DL a été mise en surbrillance. Le profil des godets numériques à la fin de l'emboutissage et après le retour élastique dû au retrait des outils, est tracé et comparé au profil mesuré expérimentalement (figure 4.13). On constate que le profil numérique obtenu avec des éléments *C3D8* est plus proche du profil expérimental que ceux obtenus avec des éléments *C3D8R* et *C3D8I*. Cette différence de profil entre les simulations peut être justifiée par le retour élastique après retrait des outils plus important dans le cas des *C3D8R* et *C3D8I*, que pour les éléments *C3D8*.

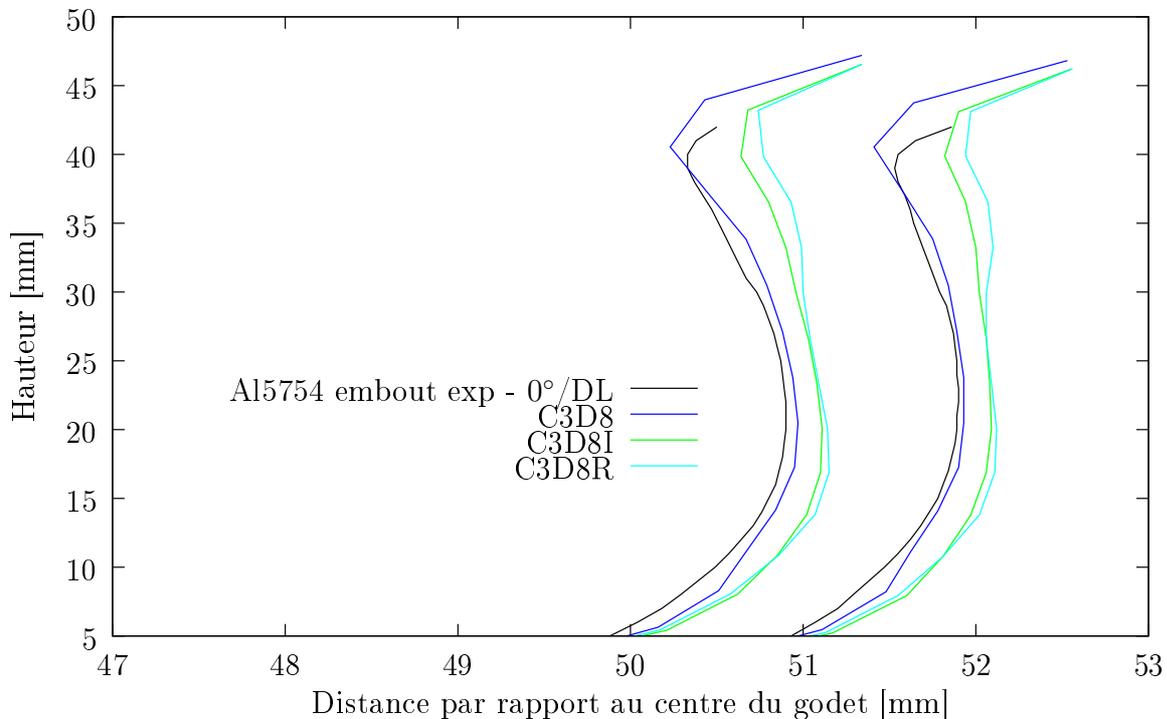


FIG. 4.13 – Évolution de la section dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur pour un modèle à écrouissage isotrope et critère de von Misès, pour différents types d'éléments finis – Al5754.

Bien que les profils des godets numériques soient différents, la figure 4.14 montre que l'évolution de l'épaisseur dans la hauteur du mur est peu affectée par l'utilisation du type d'élément fini choisi. Les éléments *C3D8R* et *C3D8I* décrivent correctement l'évolution expérimentale, tandis que les *C3D8* la sous-estiment. La diminution de l'épaisseur entre le fond du godet et une hauteur d'environ 12 mm, puis l'épaississement de la tôle jusqu'en haut du mur, est bien modélisée, quel que soit le type d'élément employé.

Le tableau 4.4 présente les valeurs d'ouverture d'anneau pour l'alliage d'aluminium Al5754 en fonction du type d'élément fini utilisé et d'un modèle à écrouissage isotrope avec un critère de plasticité de von Misès (3 éléments dans l'épaisseur pour tous les éléments).

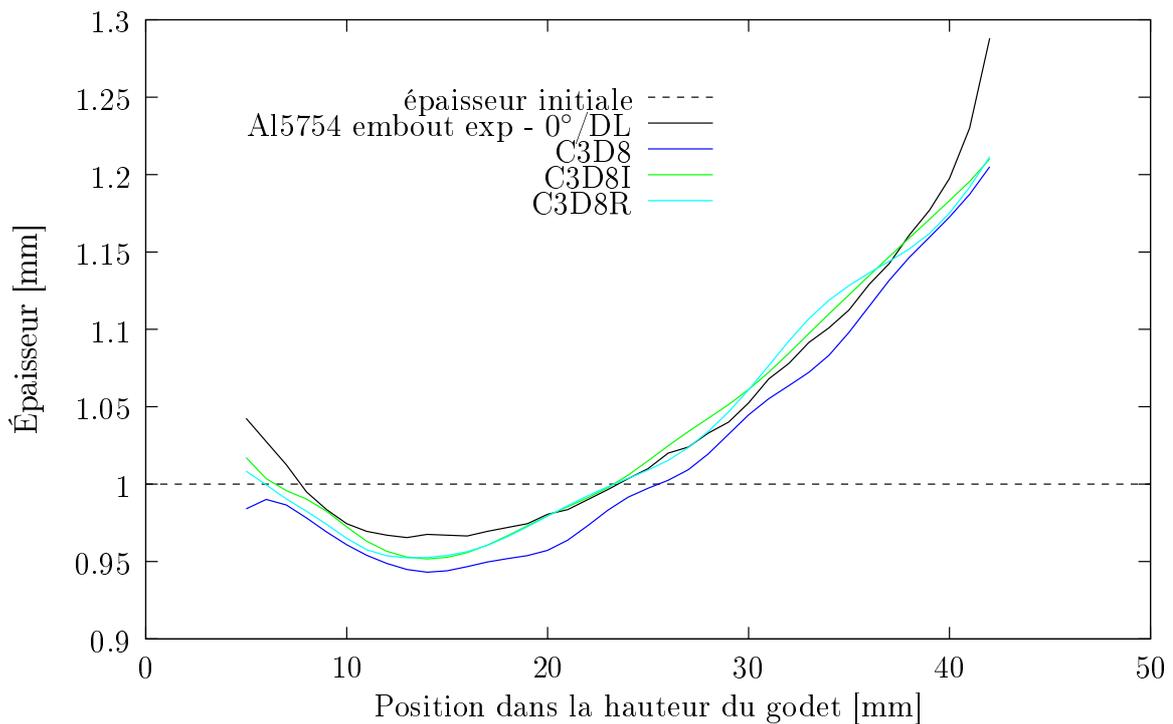


FIG. 4.14 – Évolution de l'épaisseur dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur pour un modèle à écrouissage isotrope et critère de von Misès, pour différents types d'éléments finis – Al5754.

	Al5754
expérimental	64 mm
C3D8	5 mm
C3D8R	81 mm
C3D8I	54 mm

TAB. 4.4 – Ouverture de l'anneau en fonction du type d'élément fini, pour l'alliage d'aluminium Al5754.

Les simulations numériques réalisées afin de tester le type d'élément fini sur un essai de mise en forme et de retour élastique montrent donc que les résultats sont proches des résultats expérimentaux en ce qui concerne la modélisation de l'emboutissage, pour tous les éléments testés. On retient toutefois, une surestimation de l'effort d'emboutissage avec des éléments *C3D8*, mais une meilleure description de la forme du godet qu'avec les autres éléments.

En revanche, les éléments *C3D8R* et *C3D8I* donnent des résultats plus satisfaisants concernant la prédiction du retour élastique. Les éléments *C3D8* présentent en effet un retour élastique très inférieur à celui constaté expérimentalement, probablement à cause d'une trop grande rigidité de ces éléments en flexion.

On observe également que les *C3D8R* conduisent à un retour élastique nettement plus

important que les *C3D8I*, qui prédisent le mieux l'ouverture de l'anneau. Lors d'une mise en forme par emboutissage, la tôle s'enroule sur le rayon d'entrée de la matrice, puis se redresse une fois le rayon passé. L'ensemble du matériau subit donc un pliage puis un dépliage. Pour les éléments *C3D8R*, les contraintes étant calculées en un seul point d'intégration, lors de l'ouverture, ces contraintes, concentrées en un seul point, conduisent à une ouverture surestimée.

Il est à noter qu'un calcul supplémentaire avec des éléments *C3D8R* a été réalisé sur un maillage contenant 6 éléments dans l'épaisseur de la tôle. L'augmentation du nombre de points d'intégration dans l'épaisseur n'apporte aucune amélioration en ce qui concerne les évolutions de l'effort d'emboutissage ou de l'épaisseur dans le mur du godet et le temps de calcul est quasiment doublé. Cependant, une amélioration du retour élastique a pu être observée avec une ouverture de 73 mm, contre 81 mm dans le cas où seulement 3 éléments sont utilisés dans l'épaisseur. Ce dernier résultat montre une forte dépendance du retour élastique au maillage et surtout au nombre de points d'intégration dans l'épaisseur, dans le cadre des grandes transformations. Les éléments *C3D8I* semblent donc les plus adaptés pour la simulation de ce cas d'emboutissage, puisque la prédiction de l'ouverture de l'anneau dépend essentiellement de la description de l'état de contrainte interne du matériau après mise en forme. Ces résultats sont en accord avec les résultats obtenus dans le cas des petites déformations pour le choix de l'élément à utiliser (voir paragraphe 4.1). Dans la suite, toutes les simulations numériques présentées seront réalisées avec des éléments *C3D8I*.

4.2.3 Détermination de la géométrie du maillage

On teste l'influence du choix de la géométrie des maillages sur les simulations d'emboutissage et de retour élastique. L'objectif ici est de choisir un maillage de référence pour les simulations. Trois maillages différents ont été générés et sont présentés sur la figure 4.15.

Les maillages numérotés de 1 à 3 ont respectivement 6435, 6224 et 6510 éléments, répartis en trois couches d'éléments dans l'épaisseur de la tôle.

Pour chaque maillage, une zone destinée à être découpée et correspondant à l'anneau, est prédéfinie dans le maillage initial. Cette zone contient cinq éléments dans la largeur et est identique pour tous les maillages considérés.

Le maillage 1 n'a qu'une seule zone définie, à savoir l'anneau à découper. Le reste du maillage a été généré de manière aléatoire par le logiciel. On peut voir que deux zones, mises en évidence par deux cercles en noir (figure 4.15(a)), à forte densité d'éléments ont été créées et sont placées aléatoirement à l'intérieur de l'anneau.

Le maillage 2 possède une zone rectangulaire définie à l'intérieur de l'anneau au centre du flan. L'intérêt de cette zone est d'obtenir un maillage le plus régulier possible dans la zone la plus déformée, à savoir le mur du godet et la zone de découpe ; le but final étant de prévenir toute perturbation de maillage qui pourrait altérer le calcul des contraintes.

Comme le maillage 2, le maillage 3 possède une zone définie au centre du flan. Cette zone est circulaire pour reprendre la forme générale du flan et de l'anneau, pour encore plus limiter toute irrégularité du maillage. Elle correspond également à la zone sous le poinçon qui subit peu de déformations.

La taille des zones centrales des maillages 2 et 3 est telle qu'aucun outil, notamment le poinçon qui est creux, n'entre en contact avec ces zones.

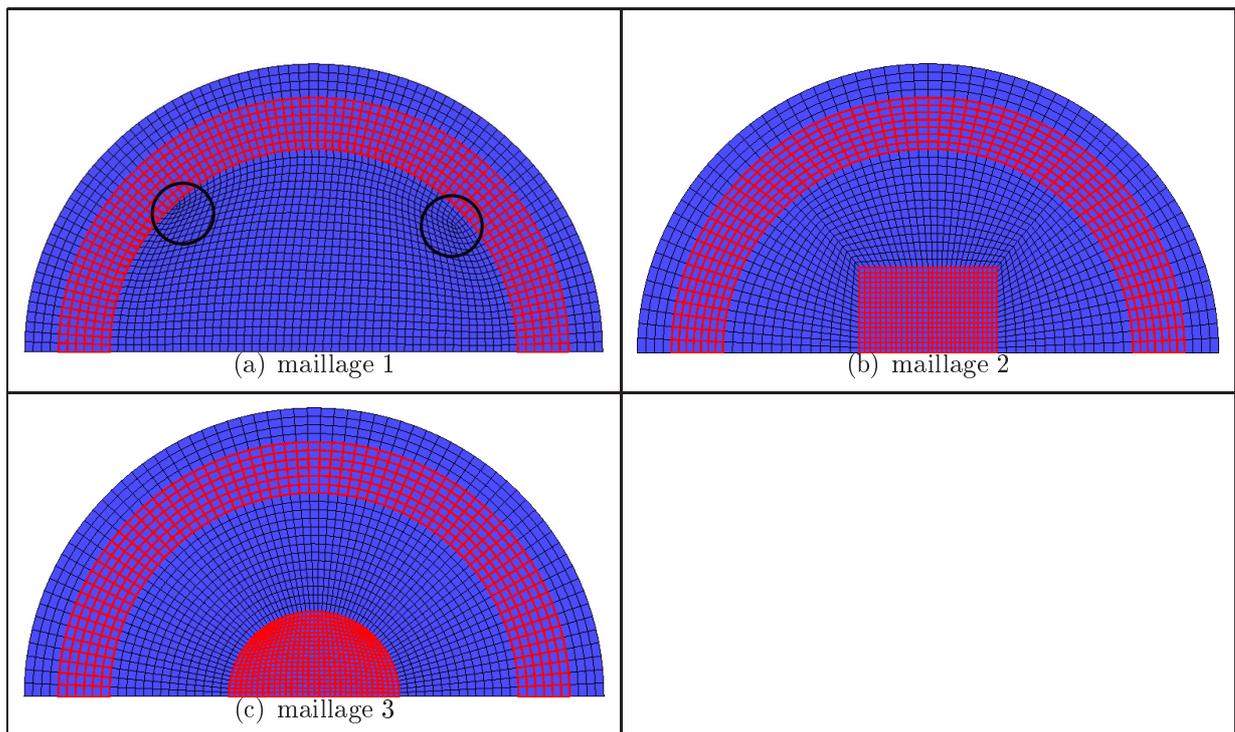


FIG. 4.15 – Maillages 1 à 3 avec les différentes zones définies, mises en surbrillance.

Les figures 4.16 et 4.17 présentent respectivement l'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon et l'évolution de la section dans la hauteur du mur, pour les différents maillages présentés et pour un modèle à écrouissage isotrope et un critère de plasticité de von Mises. L'évolution de l'épaisseur en fonction de la hauteur est également présentée sur la figure 4.17.

On constate que les maillages 1 et 3 donnent des courbes d'effort très proches l'une de l'autre, tandis que dans le cas du maillage 2, le pic d'effort est légèrement inférieur à celui des deux autres maillages. Ce maillage est d'ailleurs celui qui possède le moins d'éléments.

En ce qui concerne l'évolution de la section du godet en fonction de la hauteur dans le mur, le maillage 2 donne un profil de godet plus ouvert qu'avec les deux autres maillages. Bien que le profil soit plus éloigné de la solution expérimentale dans la partie haute du mur, le fond du godet numérique est très proche de celui du godet expérimental.

La description de l'évolution de l'épaisseur (figure 4.17) est satisfaisante pour les trois maillages avec toutefois, une moins bonne représentation pour le maillage 2.

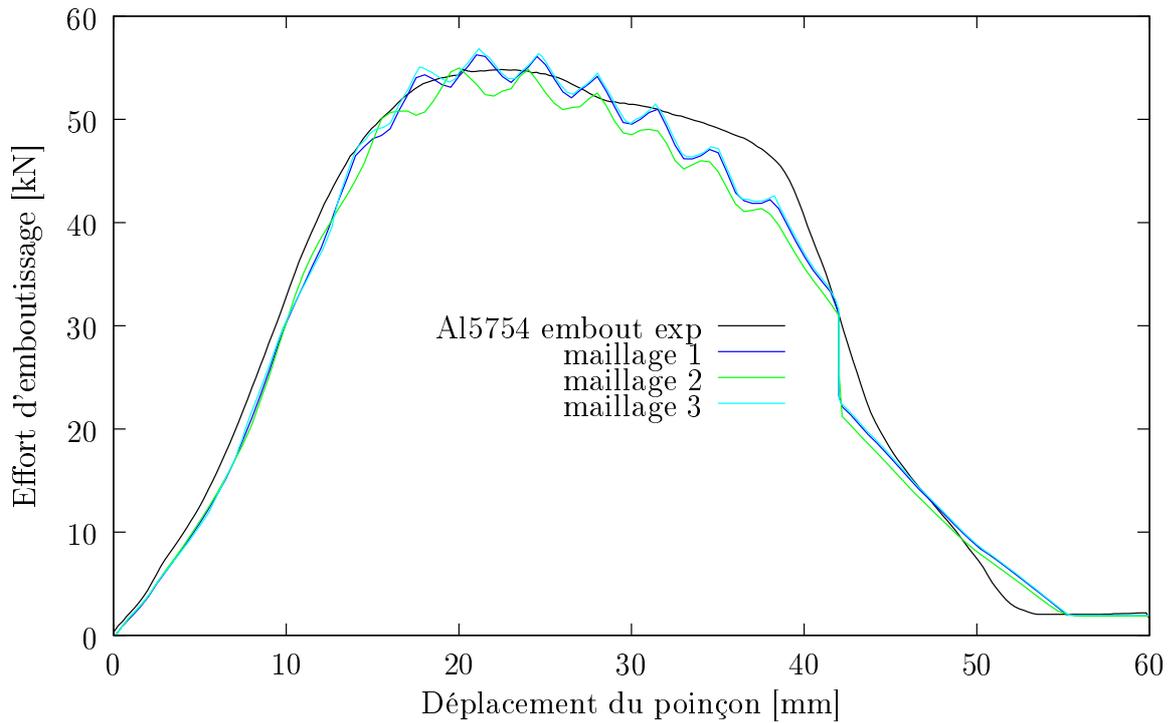


FIG. 4.16 – Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour un modèle à écoulement isotrope et critère de von Misès, pour différents maillages – Al5754.

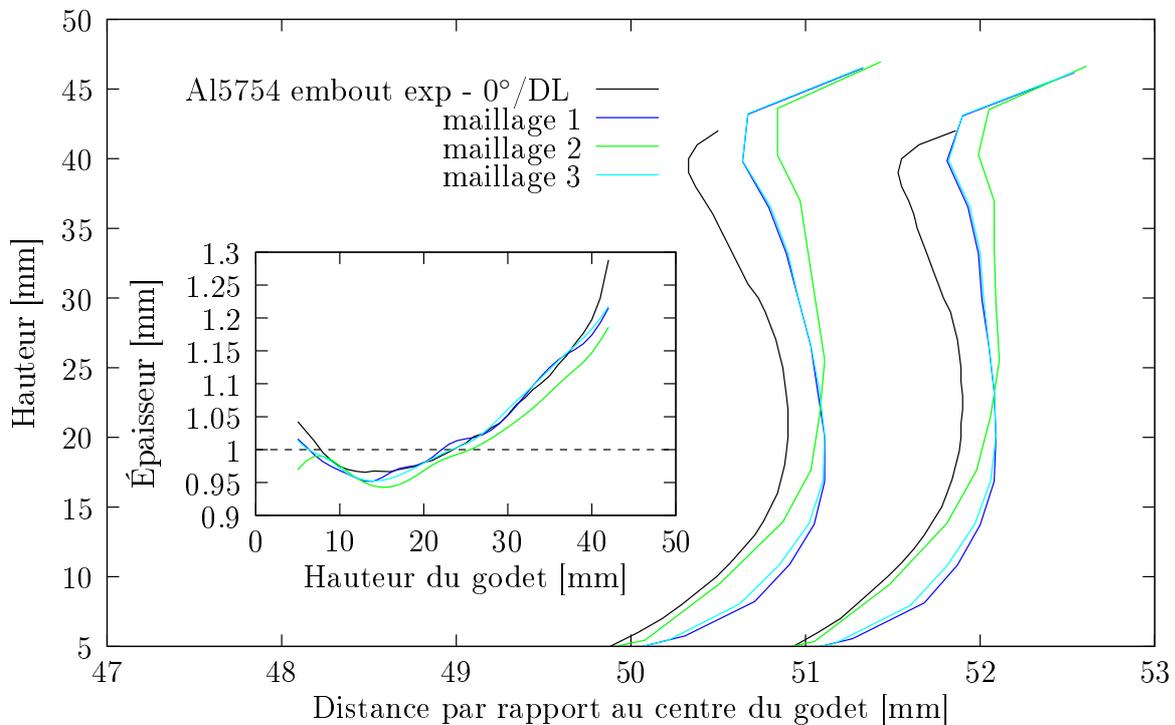


FIG. 4.17 – Évolution de la section dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur. En incrustation : évolution de la section dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur.

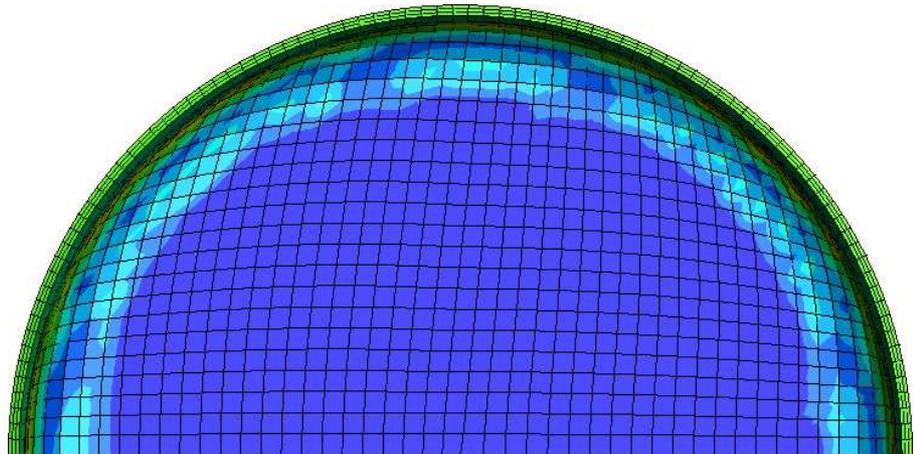
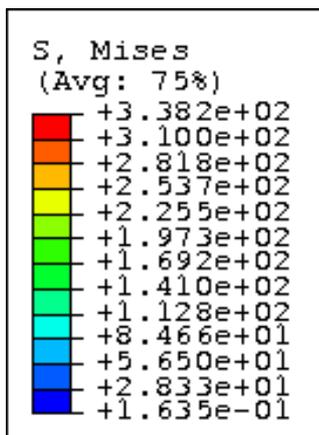
Le tableau 4.5 présente les résultats d'ouverture des anneaux après retour élastique pour chaque forme de maillage. Mais, on constate que malgré une modélisation globale du procédé d'emboutissage moins bonne, le maillage 2 donne le retour élastique le plus proche du retour élastique expérimental. Il est à noter que tous les maillages donnent des résultats très proches de l'ouverture expérimentale.

	Al5754
expérimental	64 mm
maillage 1	52 mm
maillage 2	58 mm
maillage 3	54 mm

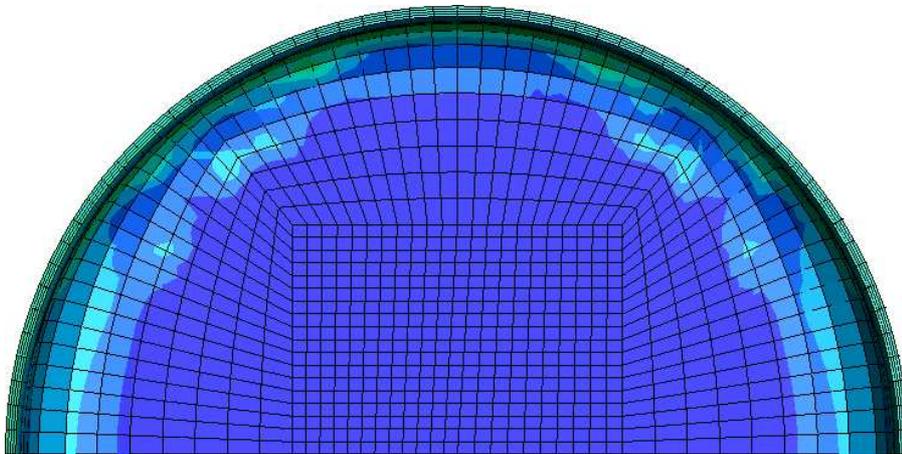
TAB. 4.5 – Ouverture de l'anneau en fonction du maillage utilisé, pour l'alliage d'aluminium Al5754.

La figure 4.18 donne une représentation des isovaleurs aux noeuds de la contrainte de von Misès dans le fond du godet, pour les trois maillages proposés. On peut constater que seule la distribution du maillage 3 ne présente pas de perturbation liée au maillage. En ce qui concerne les deux autres maillages, les perturbations de l'état de contrainte sont aléatoires pour le maillage 1 alors qu'elles sont symétriques pour le maillage 2.

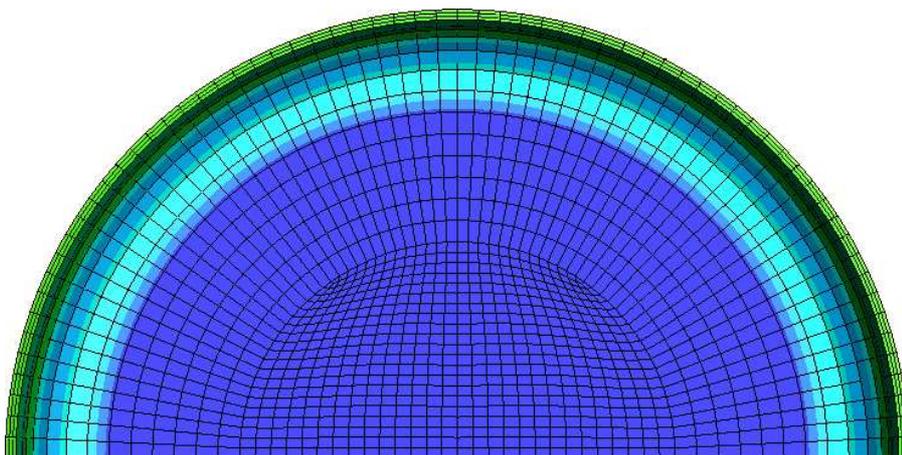
Cette étude sur la géométrie du maillage du godet nous conduit à privilégier pour le reste de nos simulations, le maillage de type 3 ; à savoir un maillage possédant une zone correspondant à l'anneau à découper et une zone circulaire au centre du flan. Ce choix nous permet d'éviter toute perturbation liée au maillage de la zone non déformée du fond du godet sur la zone la plus déformée, le mur du godet. Par suite, nous utiliserons ce maillage pour tester l'influence du modèle de comportement et du critère de plasticité.



(a) maillage 1



(b) maillage 2



(c) maillage 3

FIG. 4.18 – Distribution de la contrainte de von Mises dans le fond du godet après emboutissage et retrait des outils.

4.3 Influence du mode de découpe des éléments

Deux modes de découpe numérique ont été utilisés et leur influence sur l'ouverture de l'anneau est observée. On ne s'intéresse pas dans cette partie à la description du procédé d'emboutissage, qui est préalable au procédé de découpe de l'anneau.

Le premier mode de découpe consiste à désactiver les zones du maillage destinées à être découpées (figure 4.19). Ces zones sont préalablement définies sur le maillage initial, comme présenté sur la figure 4.15. Avant et après chaque phase de découpe, une étape d'équilibre est réalisée. Durant les étapes de désactivation du maillage, tous les degrés de liberté du flan sont bloqués pour s'affranchir des instabilités numériques qui pourraient apparaître. Les degrés de liberté sont ensuite libérés pour calculer l'équilibre mécanique dans l'étape suivante.

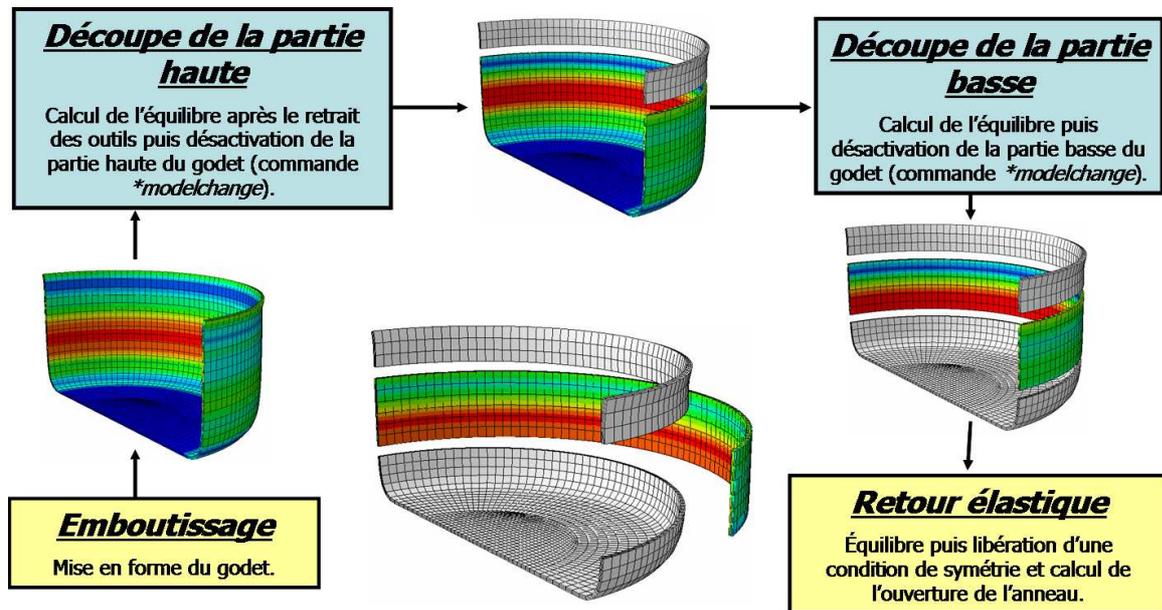
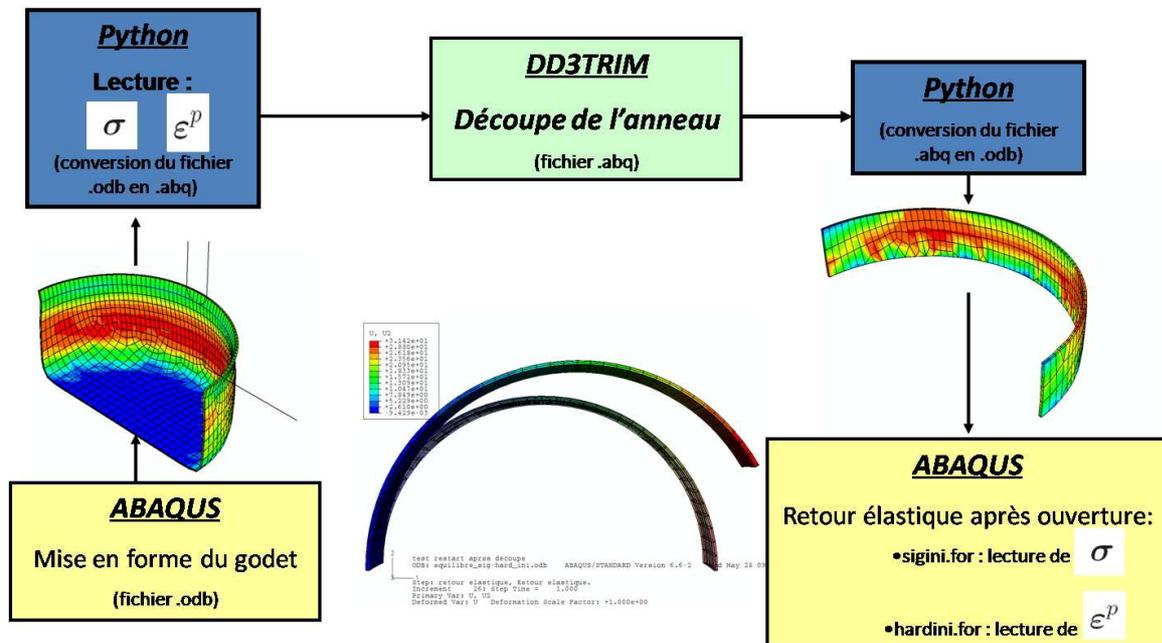
Le second mode de découpe utilise le code de calcul *DD3TRIM* [Baptista et al., 2006]. Ce logiciel permet de découper des maillages composés d'éléments solides hexahédriques en conservant l'histoire du chargement et l'état du matériau. Ce code de calcul a été développé au CEMUC de l'Université de Coimbra par Antonio Baptista au cours de sa thèse [Baptista, 2006]. L'interface entre *DD3TRIM* et *Abaqus* a été développée par Hervé Laurent [Laurent et al., 2009b]. Concernant l'aspect géométrique de la découpe, la méthode consiste à déterminer les éléments à conserver et ceux à détruire. Un ajustement des éléments restants affectés par la découpe, est ensuite effectué pour obtenir la géométrie finale désirée. Cet ajustement est réalisé en utilisant une technique de déplacement de noeuds, avec une optimisation de la forme finale des éléments au niveau des nouvelles conditions limites.

Concernant le transfert des informations du comportement du matériau, les variables d'état sont transférées du maillage non-découpé au nouveau maillage, au moyen d'un schéma d'extrapolation/interpolation. Les variables d'état localisées aux points d'intégration sont extrapolées vers les anciens noeuds du maillage initial. Une étude est ensuite réalisée pour chaque noeud, pour savoir quel ancien élément contient le nouveau. Les données correspondantes sont alors interpolées au nouveau noeud en utilisant les fonctions de forme de l'ancien élément. Enfin, les variables d'état sont interpolées aux nouveaux points d'intégration en utilisant les fonctions de forme des nouveaux éléments [Kwak et al., 2002].

La méthode de découpe avec le logiciel *DD3TRIM* nécessite l'utilisation de plusieurs scripts écrits en *Python* pour pouvoir faire la liaison avec *Abaqus*. La procédure suivie est présentée sur la figure 4.20. Après la mise en forme du godet numérique avec *Abaqus*, un script permet la transformation du maillage et le passage des tenseurs des contraintes et déformations, ainsi que la déformation plastique équivalente, dans un format compatible avec *DD3TRIM*. Après la découpe par *DD3TRIM*, un second script est utilisé pour créer le maillage de l'anneau dans un format compatible avec *Abaqus*. Une fois la découpe et le transfert d'informations depuis *DD3TRIM* vers *Abaqus*, une étape d'équilibre est effectuée en faisant appel à deux sous-routines utilisateurs dans *Abaqus* *Hardini.f* et *Sigini.f*. Ces deux sous-routines permettent la lecture de la nouvelle déformation plastique équivalente et de l'histoire des déformations, ainsi que la définition de l'état de contrainte aux points d'intégration de l'anneau.

Quel que soit le mode de découpe utilisé, l'ouverture de l'anneau et la caractérisation du retour élastique sont réalisées à l'aide d'un calcul d'équilibre en libérant une condition de symétrie à l'une des extrémités de l'anneau puis en laissant les contraintes se relaxer.

Afin de vérifier l'influence du mode de découpe, deux calculs d'emboutissage et de retour élas-

FIG. 4.19 – Procédure de découpe et d'ouverture de l'anneau avec *Abaqus*.FIG. 4.20 – Procédure de découpe et d'ouverture de l'anneau à l'aide de l'interface *DD3TRIM*-*Abaqus* et de scripts *Python*.

tique sont réalisés, en utilisant les deux modes de découpe présentés auparavant. Un modèle à écrouissage isotrope, avec un critère de von Misès correspondant à l'alliage Al5754 est utilisé. Le maillage, constitué d'éléments *C3D8I*, est le maillage 3 présenté sur la figure 4.15. Les résultats d'ouverture numérique en fonction du mode de découpe sont donnés dans le tableau 4.6.

Ouverture expérimentale	64 mm	
Mode de découpe	<i>Abaqus</i>	<i>Abaqus + DD3TRIM</i>
Ouverture numérique	54 mm	55 mm

TAB. 4.6 – Ouverture de l'anneau en fonction du mode de découpe numérique pour un modèle à écrouissage isotrope et un critère de von Misès – Al5754.

On constate que pour les deux modes de découpe utilisés, les résultats obtenus sur la prédiction du retour élastique sont très proches. La découpe du maillage par désactivation dans *Abaqus* est donc satisfaisante dans ce cas et les dimensions initiales de la zone de l'anneau du maillage sont validées. L'intérêt du code *DD3TRIM* est qu'il permet d'éviter l'ajustement de la zone à découper dans le maillage initial. La découpe étant réalisée par des plans, la hauteur de l'anneau numérique est conforme à la hauteur expérimentale. Cependant, pour simplifier la suite de l'étude, le mode de découpe utilisé suit la procédure de désactivation des zones du maillage d'*Abaqus*.

4.4 Influence de la loi de comportement

La configuration de calcul vérifiée précédemment – maillage 3 avec des éléments $C3D8I$ et trois couches dans l'épaisseur – est utilisée pour tester l'influence du modèle de comportement sur la simulation de l'ensemble du procédé d'emboutissage, de découpe et de retour élastique, sur les deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016. Deux modèles de comportement sont testés : un modèle à écrouissage isotrope (**EI**) et un modèle à écrouissage mixte (**EM**). Chaque modèle est associé successivement avec un critère isotrope de von Mises et deux critères anisotropes de Hill48 et Barlat91. Tous les critères et modèles sont ceux présentés au chapitre 3 et les paramètres de chaque modèle sont ceux identifiés au chapitre 3.

4.4.1 Alliage d'aluminium Al5754

Procédé d'emboutissage et retour élastique

Sur la figure 4.21, l'évolution de l'effort d'emboutissage est tracée en fonction du déplacement du poinçon pour les différentes lois de comportement. On constate que la courbe est relativement bien décrite et que pour chaque type d'écrouissage testé, le critère de plasticité a une influence très faible sur l'évolution de l'effort d'emboutissage. En revanche, le choix du type d'écrouissage est un peu plus important puisque l'on observe une majoration de l'effort et une meilleure modélisation de la chute de l'effort, avec un écrouissage mixte par rapport à un écrouissage isotrope. La modélisation de cette courbe d'effort est très satisfaisante, quel que soit le modèle utilisé.

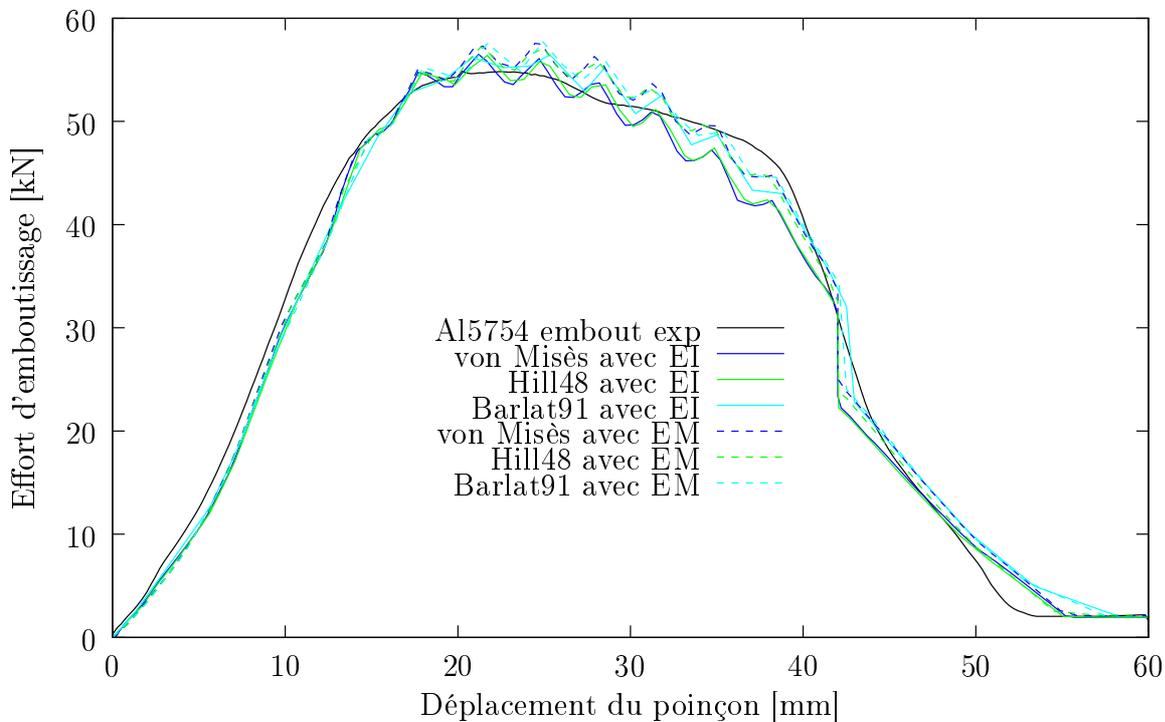


FIG. 4.21 – Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour différents modèles de comportement – Al5754.

Le graphe 4.22 présente l'évolution de la section du godet dans la DL après le retrait des outils. On note que les simulations numériques donnent des godets plus larges que le procédé expérimental, cependant l'évolution de la section des godets numériques suit la même évolution. Il est à noter que le profil expérimental a été mesuré après le retrait des outils.

Les calculs avec écrouissage isotrope présentent un retour élastique moins important que celui des calculs réalisés avec un écrouissage mixte. Les godets obtenus avec écrouissage mixte sont donc plus ouverts que ceux obtenus avec écrouissage isotrope. Enfin, on constate cette fois que le critère de plasticité joue un rôle déterminant puisque pour chaque type d'écrouissage, on retrouve une hiérarchie. Ainsi, le critère de von Misès génère le plus faible retour élastique et le critère de Hill48 donne les godets les plus ouverts. Toutefois, les profils numériques de section sont satisfaisants.

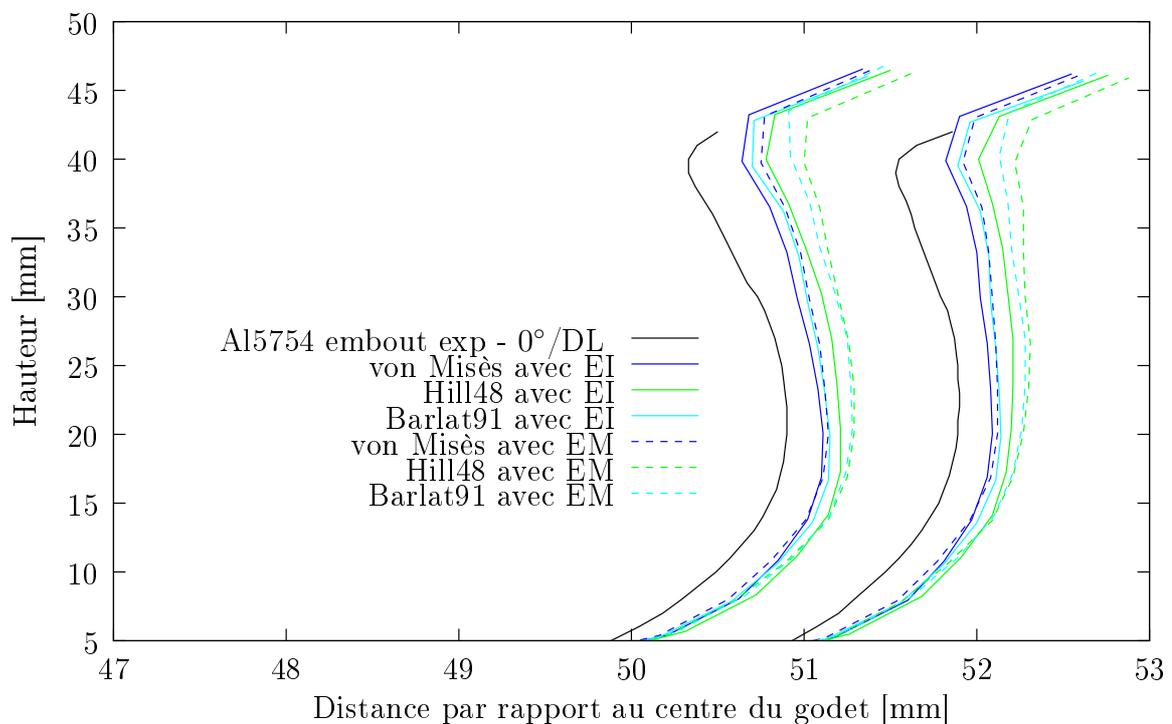


FIG. 4.22 – Évolution de la section dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur pour différents modèles de comportement – Al5754.

La figure 4.23 présente l'évolution de l'épaisseur en fonction de la position dans le mur du godet pour chaque loi de comportement. Contrairement à ce que révèle la courbe de l'effort d'emboutissage (figure 4.21), le type d'écrouissage a très peu d'influence sur l'évolution de l'épaisseur dans la hauteur du mur du godet, alors que le critère de plasticité joue un rôle important. En effet, bien que chaque critère décrive bien l'évolution de l'épaisseur, le critère de Hill48 surestime l'épaisseur à partir de la zone amincie jusqu'au sommet du mur. La meilleure description est obtenue avec le critère de Barlat91, bien que la courbe du critère de von Misès reste très proche jusqu'à 5 mm du sommet.

Le tableau 4.7 présente les valeurs d'ouverture de l'anneau après emboutissage et découpe numérique pour les différents modèles et critères testés. On constate que tous les modèles sous-

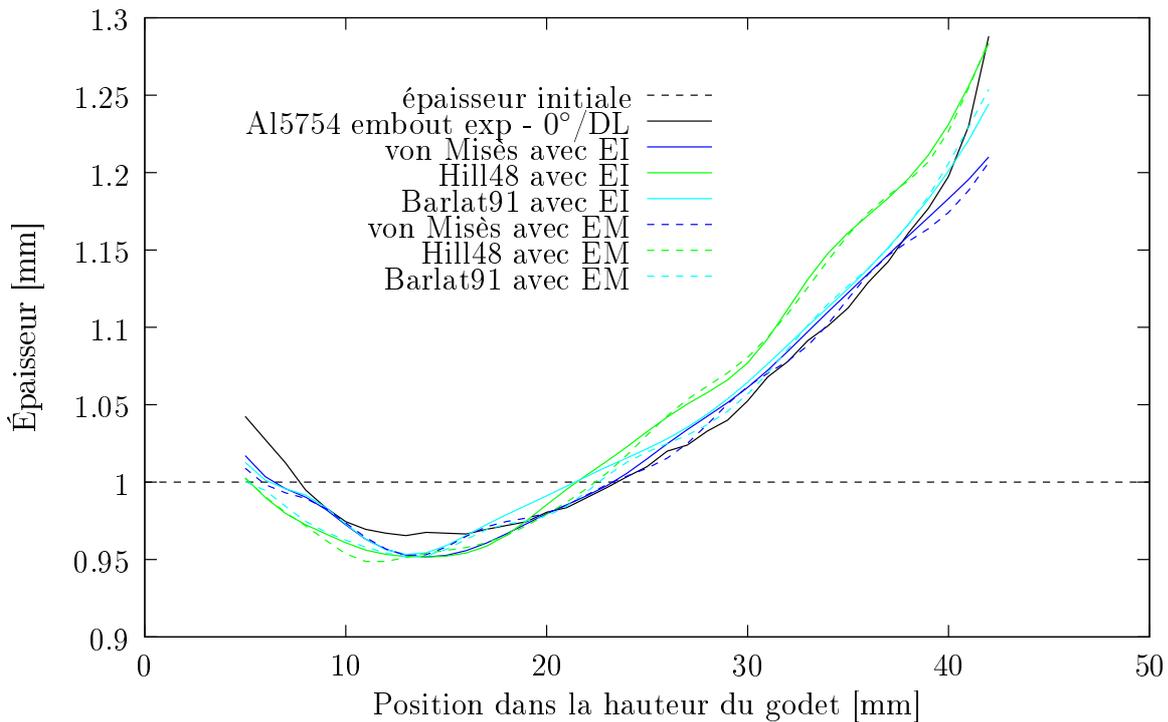


FIG. 4.23 – Évolution de l'épaisseur dans la DL d'un godet embouti en fonction de la hauteur pour différents modèles de comportement – Al5754.

estiment le retour élastique. Le critère de von Mises associé à un écrouissage isotrope donne le meilleur résultat parmi toutes les lois testées, avec une ouverture de 54 mm. De plus, les critères de Hill48 et de Barlat91 donnent des ouvertures numériques décevantes, deux fois moins importantes que celles obtenues expérimentalement, lorsqu'ils sont utilisés avec un écrouissage isotrope. Par contre, avec un écrouissage mixte, le critère de Barlat91 donne un résultat très inférieur à celui de Hill48, qui est également le résultat le plus faible avec une ouverture de seulement 15 mm.

Par ailleurs, chaque modèle à écrouissage mixte donne un retour élastique inférieur à celui des modèles à écrouissage isotrope. Il est toutefois intéressant de noter que le critère de von Mises avec un écrouissage mixte donne un résultat meilleur que les critères de Hill48 et Barlat91 couplés à un écrouissage isotrope.

Al5754		
expérimental	64 mm	
	écrouissage isotrope	écrouissage mixte
von Mises	54 mm	48 mm
Hill 48	30 mm	26 mm
Barlat 91	31 mm	15 mm

TAB. 4.7 – Ouverture de l'anneau en fonction du modèle de comportement, pour l'alliage d'aluminium Al5754 – maillage 3 avec des éléments *C3D8I* et trois couches dans l'épaisseur.

En conclusion, malgré une bonne description des variables globales du procédé d'emboutissage avec les différents modèles de comportement testés, de grandes différences apparaissent sur la prédiction du retour élastique. Ces différences qui étaient quasi-négligeables lors des modélisations des efforts d'emboutissage, des profils et des épaisseurs de godet, se révèlent importantes dans le cas du retour élastique et obligent à des choix sur le type d'écouvissage ou du critère de plasticité à utiliser.

Pour mieux comprendre cette différence de prédiction et les phénomènes qui contrôlent le retour élastique, on s'intéresse à la répartition des contraintes dans le mur du godet pour différentes positions. La figure 4.24 présente l'orientation des vecteurs directeurs du repère cylindrique dans lequel sont extraites les contraintes aux noeuds.

Dans [Foecke et Gnaeupel-Herold, 2006], les auteurs ont montré que la contrainte tangentielle est la principale cause du retour élastique et que les contributions des contraintes radiale et axiale sont négligeables devant celle de la contrainte tangentielle $\sigma_{\theta\theta}$. Cette dernière varie selon la position circonférentielle et selon la position verticale dans le mur du godet. Ainsi, la position de l'anneau dans le mur du godet affecte l'ouverture et donc le retour élastique : plus la position de l'anneau est haute, plus l'état de contrainte est important et plus l'ouverture est grande [Gnaeupel-Herold et al., 2004].

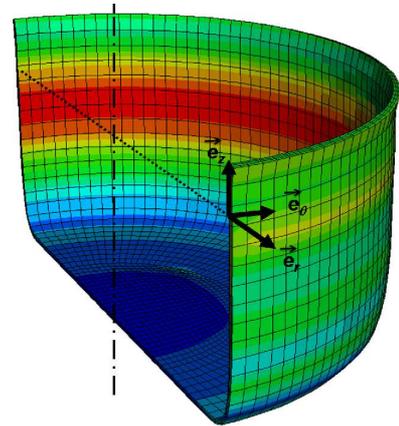


FIG. 4.24 – Définition des vecteurs directeurs du repère cylindrique dans lequel sont exprimées les contraintes.

Évolution de $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de θ

Les figures 4.25 et 4.26 présentent l'évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la position angulaire par rapport à la DL. Ce gradient correspond à la différence entre la contrainte circonférentielle sur la peau extérieure et celle sur la peau intérieure du mur du godet : $\Delta\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\theta\theta}^{ext} - \sigma_{\theta\theta}^{int}$. L'observation est faite à mi-hauteur de l'anneau – 23 mm du fond du godet – et est présentée pour chaque type d'écouvissage avant ou après retour élastique (RE). On constate que l'état de contrainte dans l'épaisseur du mur s'est relaxé lorsqu'en ouvrant l'anneau, les contraintes sont libérées. On notera qu'avant découpe et retour élastique, le mur du godet est en traction ($\Delta\sigma_{\theta\theta} > 0$) et qu'après retour élastique, il se trouve légèrement en compression ($\Delta\sigma_{\theta\theta} < 0$).

Pour les critères de plasticité anisotrope de Hill48 et de Barlat91, on observe une variation du gradient $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ sur le pourtour du godet, avec un plan de symétrie à 90° de la DL. D'une manière générale, le gradient de la contrainte circonférentielle d'un modèle à écouvissage isotrope est supérieur à celui d'un modèle à écouvissage mixte.

Le critère de von Misès est celui qui propose l'état de contrainte le plus important dans l'épaisseur du mur et ce quel que soit le type d'écouvissage utilisé. Les critères anisotropes de Hill48 et Barlat91 proposent des états de contraintes similaires dans le cas où ils sont associés à un écouvissage isotrope. Dans le cas où il est utilisé avec un écouvissage mixte, le gradient de contrainte entre les peaux intérieure et extérieure du critère de Barlat91 est quasiment nul. En faisant le parallèle avec les valeurs des ouvertures des anneaux (tableau 4.8), on constate que le critère de von Misès donne les plus grandes ouvertures, que les critères de Hill48 et Barlat91 avec écouvissage isotrope donnent les mêmes ouvertures et que le critère de Barlat91 avec écouvissage mixte

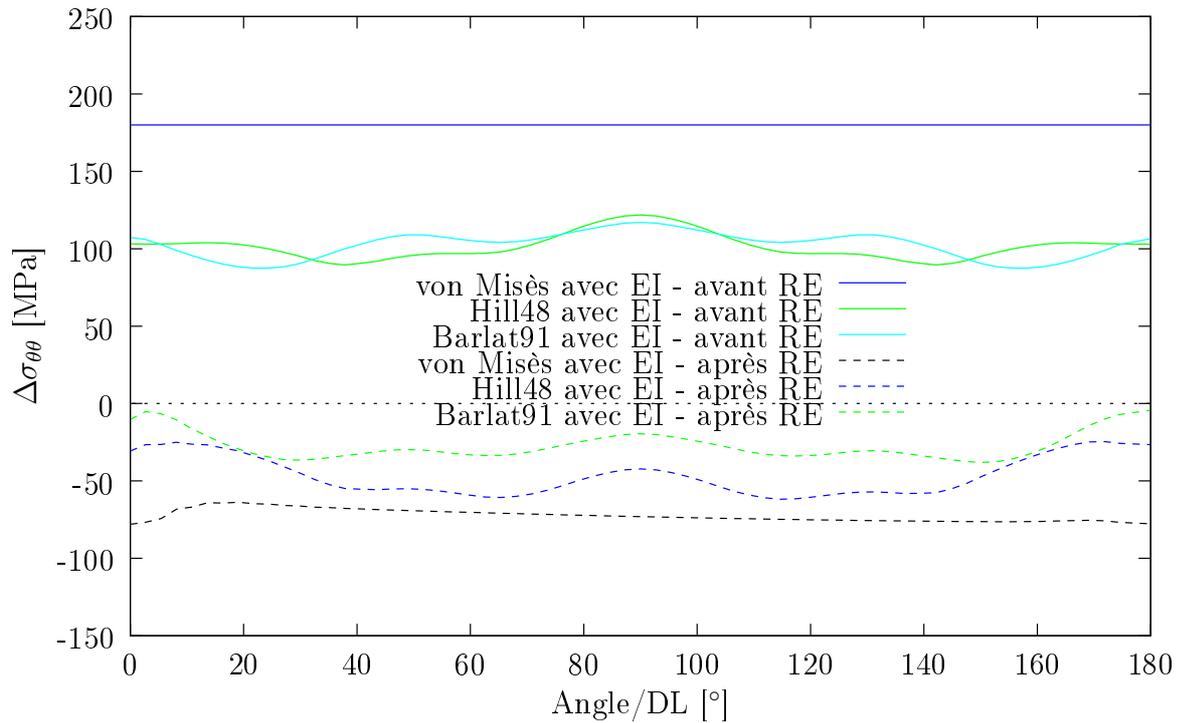


FIG. 4.25 – Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la position angulaire par rapport à la DL, pour les modèles à écrouissage isotrope – Al5754.

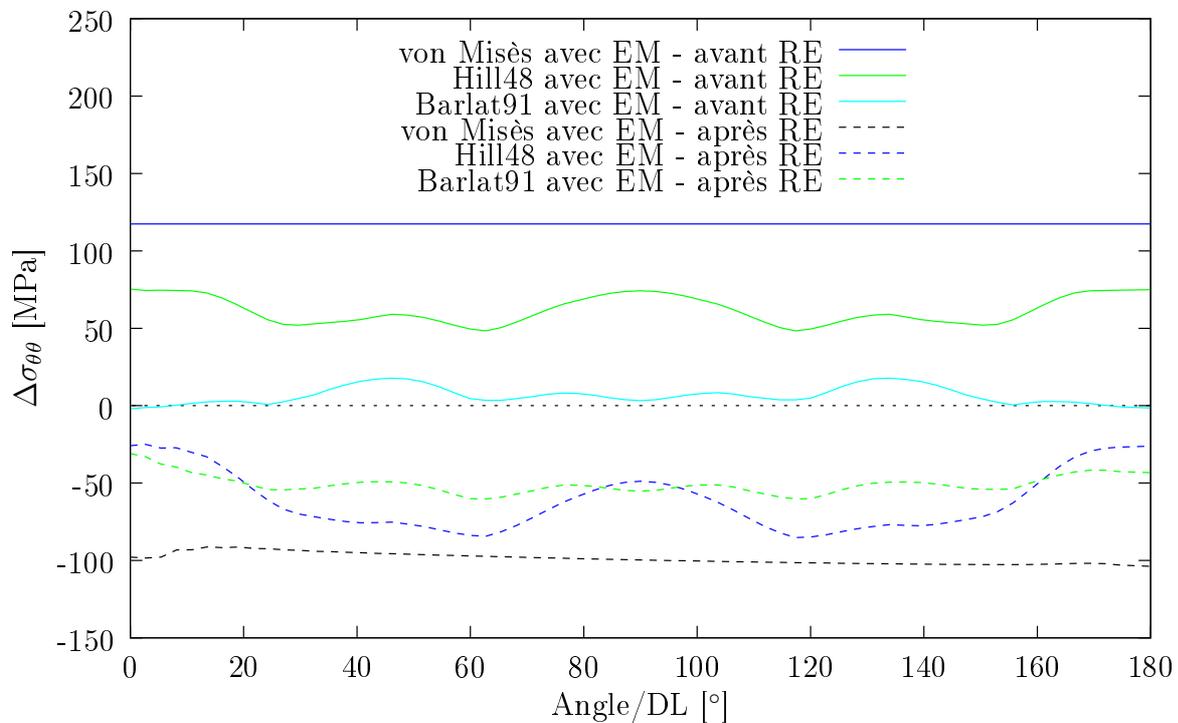


FIG. 4.26 – Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la position angulaire par rapport à la DL, pour les modèles à écrouissage mixte – Al5754.

est le modèle qui donne l'ouverture la plus faible. Ainsi, l'ouverture de l'anneau est directement liée à l'état de contrainte circonférentielle dans l'épaisseur du matériau et plus le gradient de contrainte entre les peaux intérieure et extérieure est élevé, plus le retour élastique est grand.

Al5754				
expérimental	64 mm			
	écrouissage isotrope		écrouissage mixte	
	ouverture	$\Delta\sigma_{\theta\theta}$ max	ouverture	$\Delta\sigma_{\theta\theta}$ max
von Misès	54 mm	180 MPa	48 mm	117 MPa
Hill 48	30 mm	122 MPa	26 mm	74 MPa
Barlat 91	31 mm	117 MPa	15 mm	18 MPa

TAB. 4.8 – Comparaison entre l'ouverture de l'anneau et le gradient maximum de la contrainte circonférentielle en fonction du modèle de comportement – Al5754.

Évolution de $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur du mur

Les figures 4.27 et 4.28 présentent l'évolution de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de l'épaisseur du mur du godet dans la DT, pour les différents modèles de comportement. La position est toujours située à mi-hauteur de l'anneau. L'origine des épaisseurs est prise sur la peau intérieure et l'ordonnée 1 correspond à la position de la peau extérieure.

On constate qu'avant retour élastique, l'état de contrainte dans l'épaisseur est tel que le matériau est principalement en traction sur la peau extérieure, ce qui a tendance à favoriser l'ouverture de l'anneau. La non-homogénéité de l'état de contrainte est engendrée par le cisaillement de l'épaisseur lors du frottement de la tôle contre la matrice. Après les différentes étapes de découpe, le retour élastique entraîne la relaxation de la contrainte tangentielle et sa répartition devient quasiment symétrique par rapport à la fibre moyenne de la tôle. Une fois que le retour élastique a eu lieu, on peut voir que l'état de contrainte du matériau est stabilisé autour de ligne moyenne de l'épaisseur de la tôle.

On constate enfin que la hiérarchie établie précédemment entre les différents modèles de comportement est conservée. EN effet, le critère de von Misès est celui qui propose l'état de contrainte le plus important avec écrouissage isotrope ou mixte et que le critère de Barlat91 avec écrouissage mixte donne l'état de contrainte le plus faible. Encore une fois, les critères de Hill48 et de Barlat91 avec écrouissage isotrope proposent des résultats très similaires.

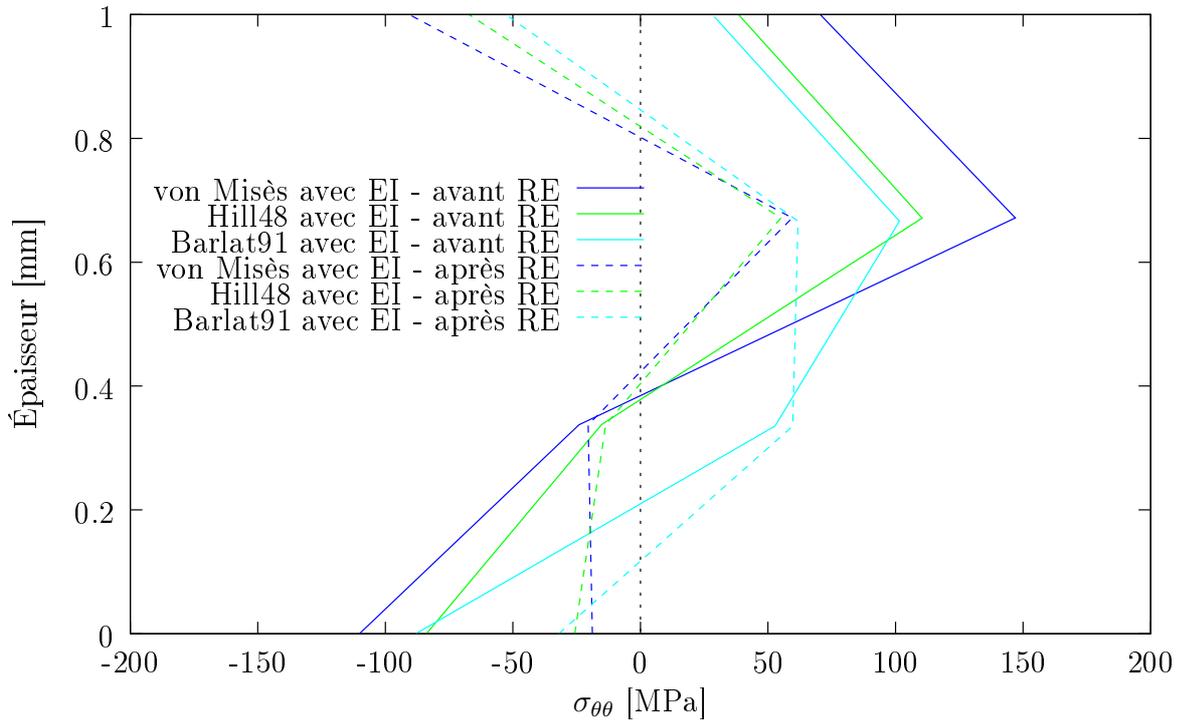


FIG. 4.27 – Évolution de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur dans la DT, pour les modèles à écrouissage isotrope – Al5754.

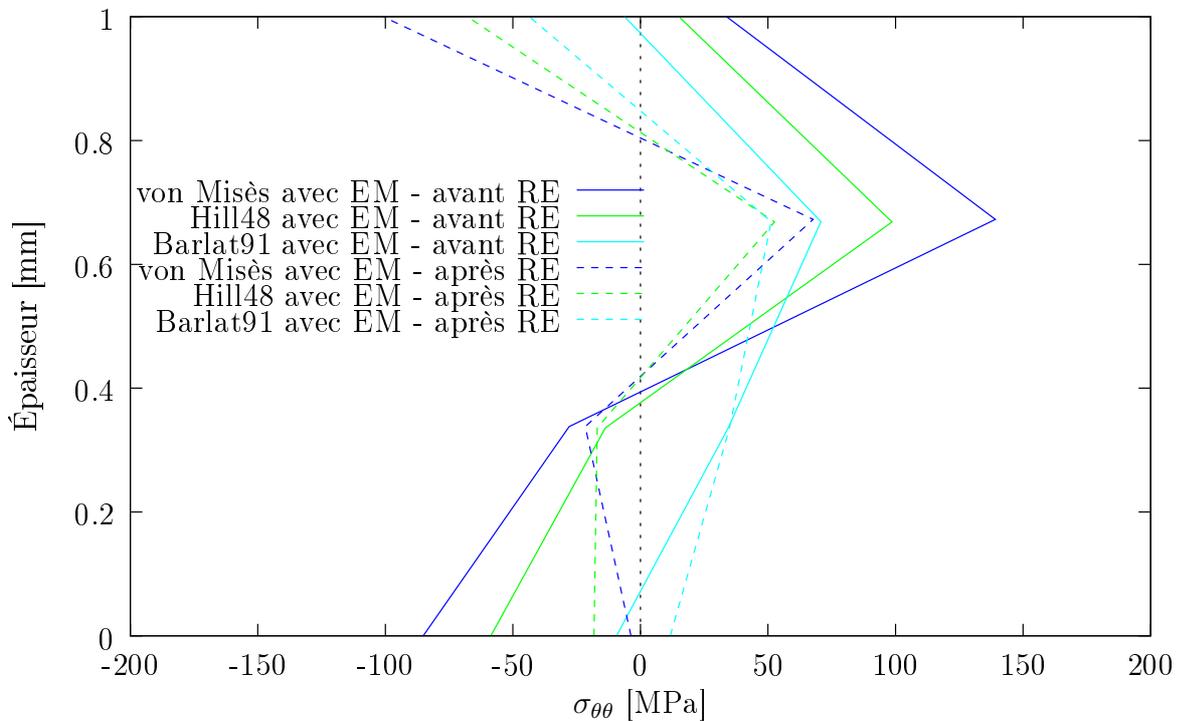


FIG. 4.28 – Évolution de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur dans la DT, pour les modèles à écrouissage mixte – Al5754.

Évolution de $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ dans la hauteur du mur

On s'intéresse maintenant à l'évolution du gradient de contrainte circonférentielle entre les peaux extérieure et intérieure, en fonction de la hauteur dans le mur du godet (figures 4.29 et 4.30). Les courbes tracées avant retour élastique représentent l'évolution du gradient de contrainte, $\Delta\sigma_{\theta\theta} = \sigma_{\theta\theta}^{ext} - \sigma_{\theta\theta}^{int}$, dans toute la hauteur du mur à partir de 5 mm au dessus du fond du godet. Les courbes après retour élastique donnent l'évolution dans la hauteur de l'anneau seulement, positionné en 13 et 33 mm au dessus du fond, puisque les parties basse et haute du godet ont été découpées. Le critère de von Misès propose l'état de contrainte le plus important comme dans les cas précédemment évoqués.

On constate que le gradient de contrainte n'est pas constant dans la hauteur du godet. En effet, on observe que la zone basse du mur, est globalement en compression ($\Delta\sigma_{\theta\theta} < 0$) jusqu'à environ 6 mm pour le critère de von Misès et 10 mm pour les critères de Hill48 et Barlat91. Le gradient augmente ensuite progressivement jusqu'à arriver à un palier pour ensuite légèrement diminuer en haut du mur. Ce constat nous permet de confirmer les observations de Xia [Xia et al., 2004] qui montre expérimentalement que les anneaux prélevés dans le fond du godet se referment et que plus la position de l'anneau est haute dans le mur, plus le retour élastique est grand.

Il est à noter que les pics de contrainte constatés pour $Z = 13$ mm et $Z = 33$ mm sont sur les lignes de noeuds prédéfinies pour la découpe de l'anneau, et sont probablement dûs à des effets de maillage. En effet, aucun pic d'ouverture n'a été constaté par Xia qui pourrait justifier cette augmentation brutale de la contrainte.

Cette étude sur l'Al5754 nous a permis de montrer que l'état de contrainte circonférentielle généré lors de la mise en forme est le facteur gouvernant le retour élastique.

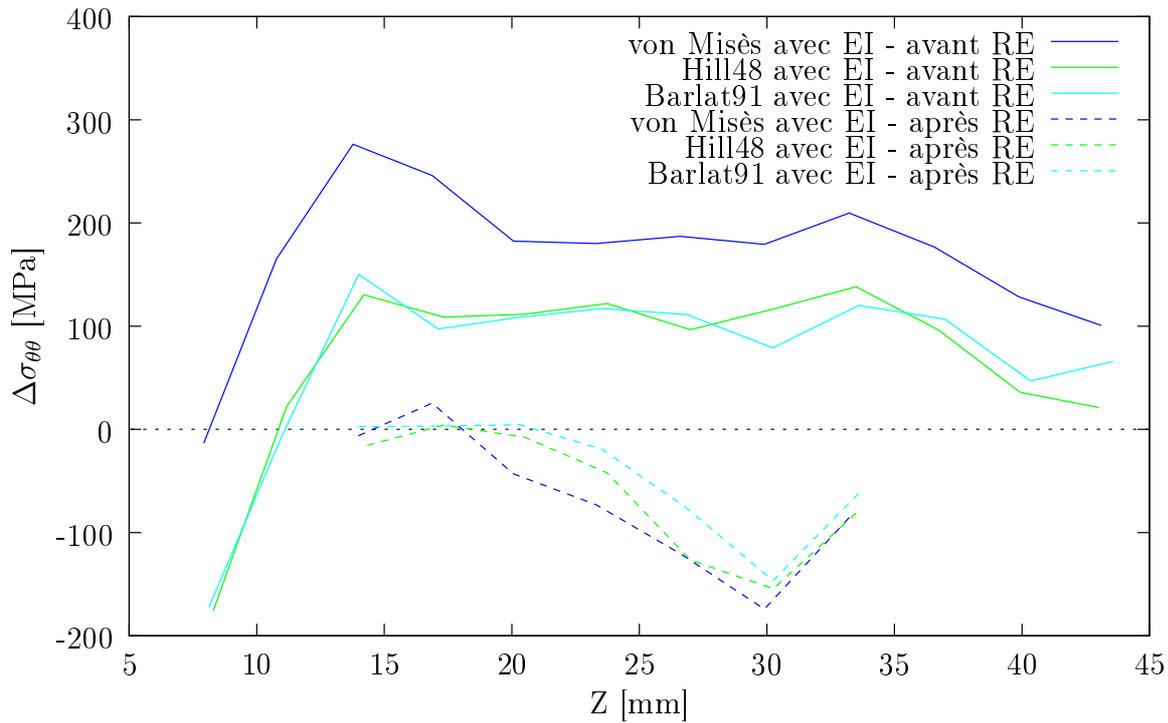


FIG. 4.29 – Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur dans la DT, pour les modèles à écrouissage isotrope – Al5754.

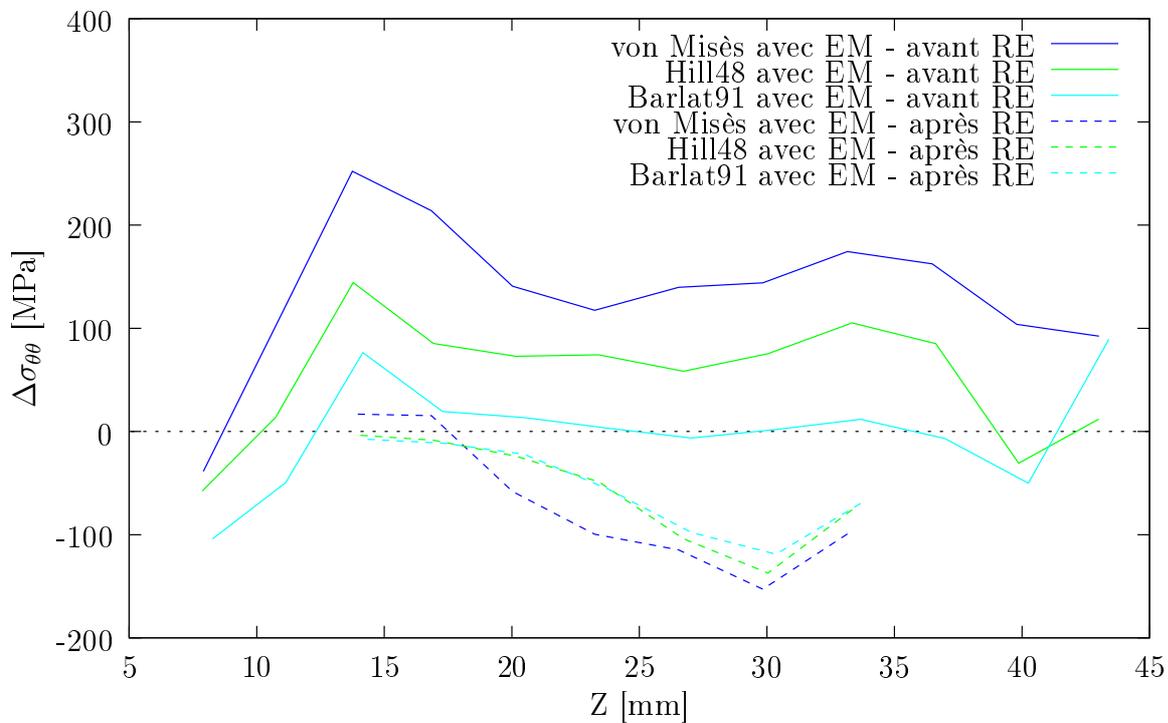


FIG. 4.30 – Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur dans la DT, pour les modèles à écrouissage mixte – Al5754.

4.4.2 Alliage d'aluminium Al6016

On s'intéresse à la modélisation du procédé d'emboutissage et à la prédiction du retour élastique dans le cas de l'alliage d'aluminium Al6016. Après la présentation des résultats relatifs au procédé de mise en forme, l'analyse de l'état de contrainte dans le godet sera abordée, comme dans le cas de l'Al5754.

Procédé d'emboutissage et retour élastique

Sur la figure 4.31(a), l'évolution de l'effort d'emboutissage est tracée en fonction du déplacement du poinçon pour les différents modèles. On constate que le type d'écrouissage et le critère de plasticité n'ont pas une importance prépondérante sur la description de l'effort d'emboutissage dans le cas de l'alliage d'aluminium Al6016. La courbe est relativement bien décrite pour chaque loi de comportement testée. On observe toutefois que chaque courbe numérique est légèrement décalée vers la droite par rapport à la courbe expérimentale et que le pic d'effort est constaté pour un déplacement du poinçon d'environ 25 mm numériquement contre 21 mm expérimentalement. L'amplitude des courbes numériques semble néanmoins conforme à l'amplitude expérimentale.

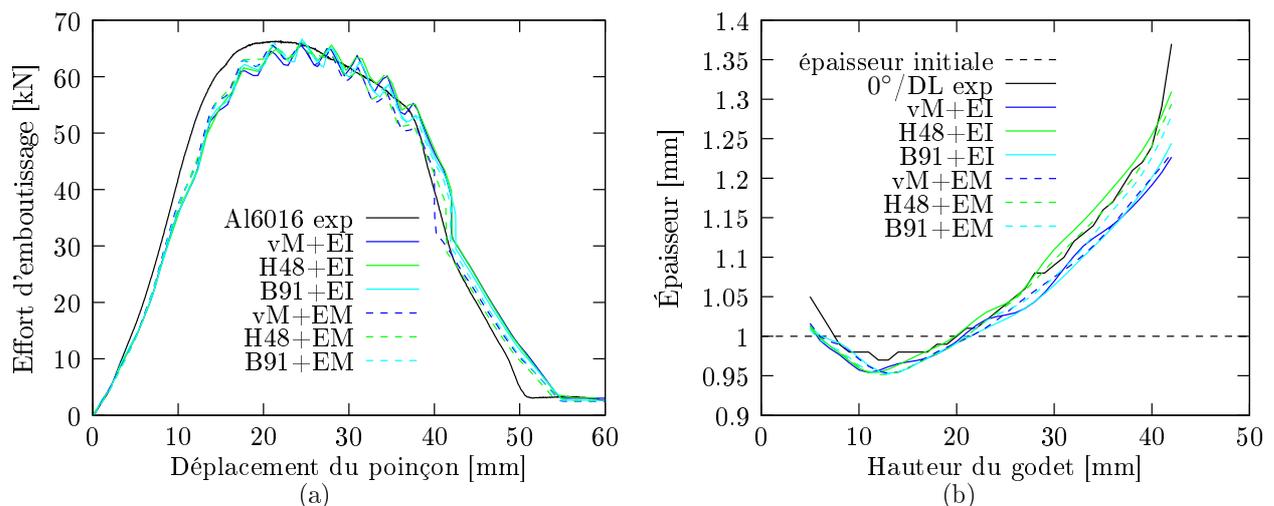


FIG. 4.31 – (a) Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon ; (b) Évolution de la section dans la DL en fonction de la hauteur pour différents modèles de comportement – Al6016.

L'évolution de l'épaisseur du mur en fonction de la hauteur dans le godet est présentée sur la figure 4.31(b). Comme dans le cas de l'alliage d'aluminium Al5754, le choix du critère de plasticité a une plus grande importance sur l'évolution de l'épaisseur que le type d'écrouissage utilisé. Ainsi, il y a très peu de différence entre les évolutions d'épaisseur d'un modèle à écrouissage isotrope et d'un modèle à écrouissage mixte, pour un même critère de plasticité. Le critère de von Misès donne le résultat le plus éloigné de la solution expérimentale tandis que le critère de Hill48 donne le meilleur résultat. Malgré la tendance générale, il convient de relever que le critère de Barlat91 avec écrouissage isotrope donne une évolution proche de celle d'un critère de von Misès, alors que le critère de Barlat91 associé à un écrouissage mixte donne

un meilleur résultat, très proche de celui obtenu avec le critère de Hill48. Comme dans le cas de l'Al5754, le critère de Hill48 a tendance à majorer les évolutions proposées par les deux autres critères. Les évolutions d'épaisseur proposées par chaque modèle de comportement sont toutefois satisfaisantes.

Le tableau 4.9 donne les valeurs d'ouverture de l'anneau numérique pour chaque modèle développé. On constate que le critère de von Misès conduit à la meilleure prédiction du retour élastique, avec une surestimation à 94 mm de l'ouverture de l'anneau avec un écrouissage isotrope et une sous-estimation à 64 mm avec un écrouissage mixte. Quel que soit le critère considéré, on a une diminution non-négligeable du retour élastique avec l'utilisation d'un écrouissage mixte. Le critère donnant les moins bons résultats de prédiction d'ouverture de l'anneau est le critère de Barlat91, avec une ouverture de 50 mm avec un écrouissage isotrope et de 29 mm avec un écrouissage mixte.

Al6016		
expérimental	72 mm	
	écrouissage isotrope	écrouissage mixte
von Misès	94 mm	64 mm
Hill 48	59 mm	37 mm
Barlat 91	50 mm	29 mm

TAB. 4.9 – Ouverture de l'anneau en fonction du modèle de comportement, pour l'alliage d'aluminium Al6016.

À l'image de l'alliage d'aluminium Al5754, l'Al6016 voit son comportement bien décrit au cours d'un processus d'emboutissage de godet cylindrique, quel que soit le modèle de comportement choisi. En revanche, lorsqu'il s'agit de prédire l'ouverture de l'anneau après les différentes étapes de découpe, des différences importantes apparaissent entre les différents critères et écrouissages proposés.

Évolutions de $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de θ et de $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur du mur

Les figures relatives à l'évolution de la contrainte circonférentielle en fonction de la position angulaire par rapport à la DL, n'apportent pas d'élément supplémentaire quant à l'analyse et à la compréhension du retour élastique pour l'Al6016. Elles ne sont donc pas présentées ici. Il en est de même pour les figures relatives à l'évolution de la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur de la tôle.

En effet, comme dans le cas de l'Al5754, le critère de von Misès propose l'état de contrainte le plus important après mise en forme, ce qui est cohérent puisqu'il produit le plus grand retour élastique. Dans le cas d'un écrouissage isotrope, les critères de Hill48 et de Barlat91 donnent des états de contraintes comparables.

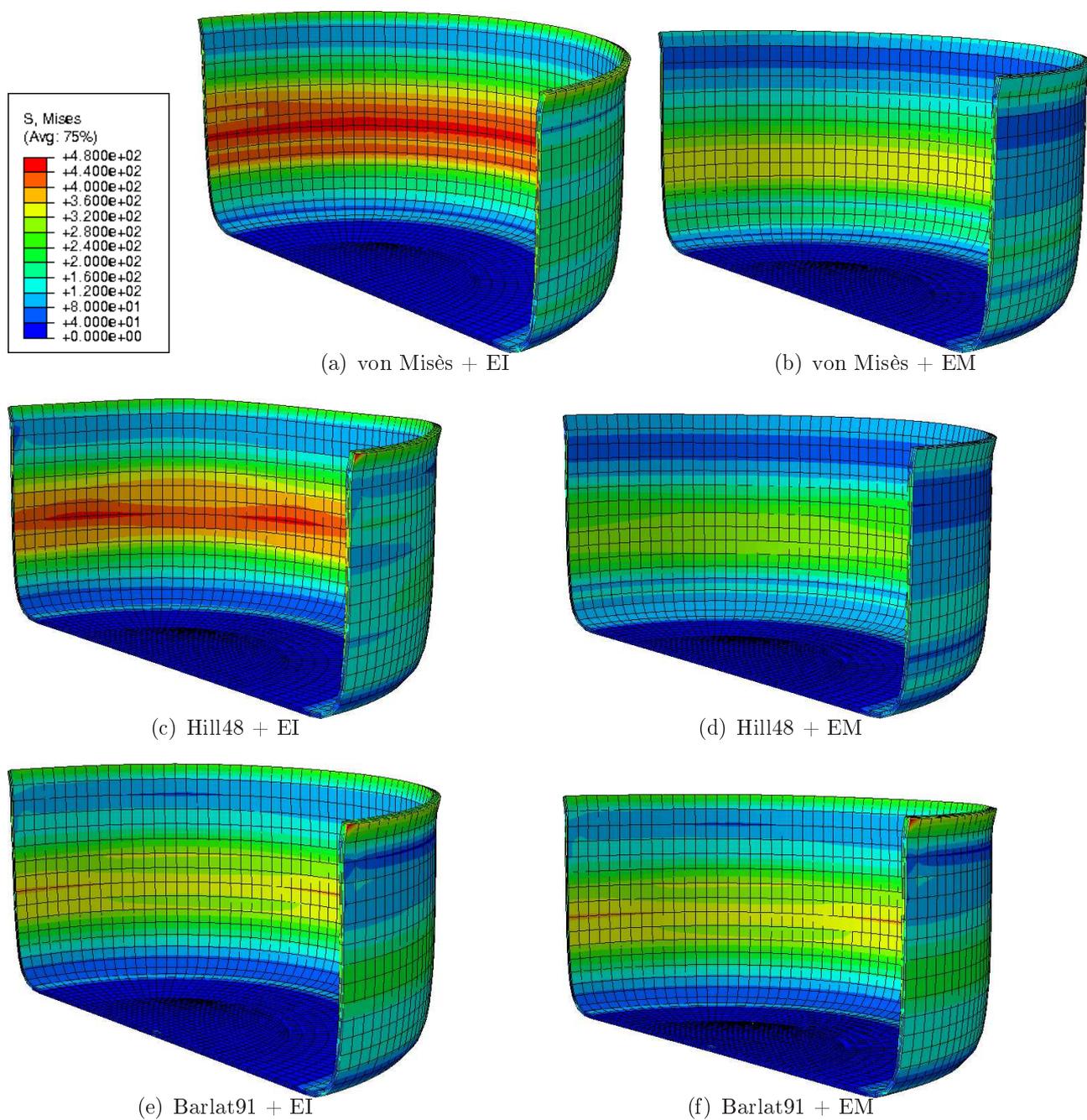


FIG. 4.32 – Distribution de la contrainte de von Misès dans le fond du godet après emboutissage et retrait des outils pour tous les modèles de comportement.

La figure 4.32 présente l'évolution de la contrainte équivalente de von Misès dans le godet embouti, avant découpe, pour tous les modèles de comportement. Quel que soit le critère utilisé, l'état de contrainte dans l'ensemble de la pièce diminue globalement si l'on passe d'un modèle à écrouissage isotrope (figures 4.32(a), (c) et (e)) à un modèle de comportement à écrouissage mixte (figures 4.32(b), (d) et (f)).

De plus, pour un modèle de comportement donné (écrouissage isotrope ou mixte), on constate que l'état de contrainte obtenu avec le critère de von Misès est supérieur à celui obtenu avec les deux autres critères de plasticité. Les critères de Hill48 et Barlat91 proposent des états de contraintes très proches.

Ces observations sur l'état de contrainte globale du godet pour chaque modèle et les valeurs des ouvertures d'anneaux sont en parfait accord avec les conclusions tirées au paragraphe 4.4.1 pour l'Al5754.

Évolution de $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ dans la hauteur du mur

L'évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur est proposée sur les figures 4.33(a) et (b). Comme dans le cas de l'Al5754, on a une évolution du gradient de la contrainte dans la hauteur du mur. Le gradient est négatif dans zone basse du mur pour ensuite augmenter et devenir positif à partir d'une hauteur d'environ 6 mm pour un critère de von Misès avec écrouissage isotrope, et 9 mm pour les critères de Hill48 et Barlat91 associés à un écrouissage isotrope. Dans le cas d'un écrouissage mixte, on note cependant que pour le critère de von Misès, le gradient de contrainte $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ est toujours positif. Les résultats obtenus ici avec l'alliage d'aluminium Al6016 sont conformes aux résultats expérimentaux obtenus par Xia [Xia et al., 2004].

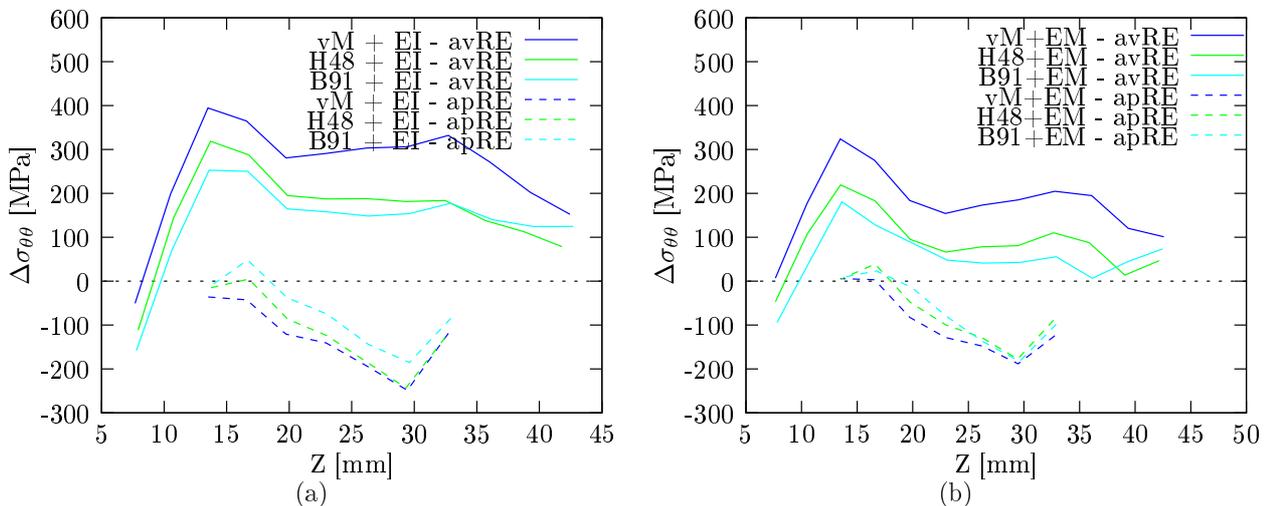


FIG. 4.33 – Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur dans la DT ; (a) Modèles de comportement à écrouissage isotrope ; (b) Modèles de comportement à écrouissage mixte. Valeurs extraites aux noeuds – Al6016.

4.5 Influence de l'évolution du module d'élasticité

On étudie ici l'influence de l'évolution du module d'élasticité en fonction de la déformation plastique, sur la modélisation du procédé d'emboutissage et sur la prédiction du retour élastique. Le matériau étudié ici est l'alliage d'aluminium Al6016. L'évolution du module suit l'équation 2.12 présentée au chapitre 2. Les différentes routines utilisateur ont été modifiées pour pouvoir prendre en compte l'évolution du module d'élasticité apparent dans le calcul de la loi de comportement.

Procédé d'emboutissage et retour élastique

La figure 4.34(a) présente la courbe d'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon pour chaque modèle de comportement. La première partie d'augmentation de l'effort jusqu'à sa valeur maximale est décrite de manière identique pour tous les modèles considérés. En revanche, une fois l'effort maximum dépassé, on constate une séparation des courbes en deux groupes correspondant aux modèles à écrouissage isotrope ou à écrouissage mixte. Les modèles à écrouissage mixte décrivent l'évolution de l'effort assez fidèlement jusqu'à la chute brutale de l'effort à partir de 38 mm de déplacement du poinçon. À partir de ce point, l'effort d'emboutissage est sensiblement surestimé par les modèles à écrouissage mixte. Concernant les modèles à écrouissage isotrope, la modélisation de l'effort est légèrement inférieure à celle proposée par les modèles à écrouissage mixte, mais propose une meilleure description à partir de 38 mm d'avancée du poinçon. La variation du module d'élasticité apparent semble ne pas avoir d'influence notable sur l'évolution de l'effort d'emboutissage pour les différents modèles testés.

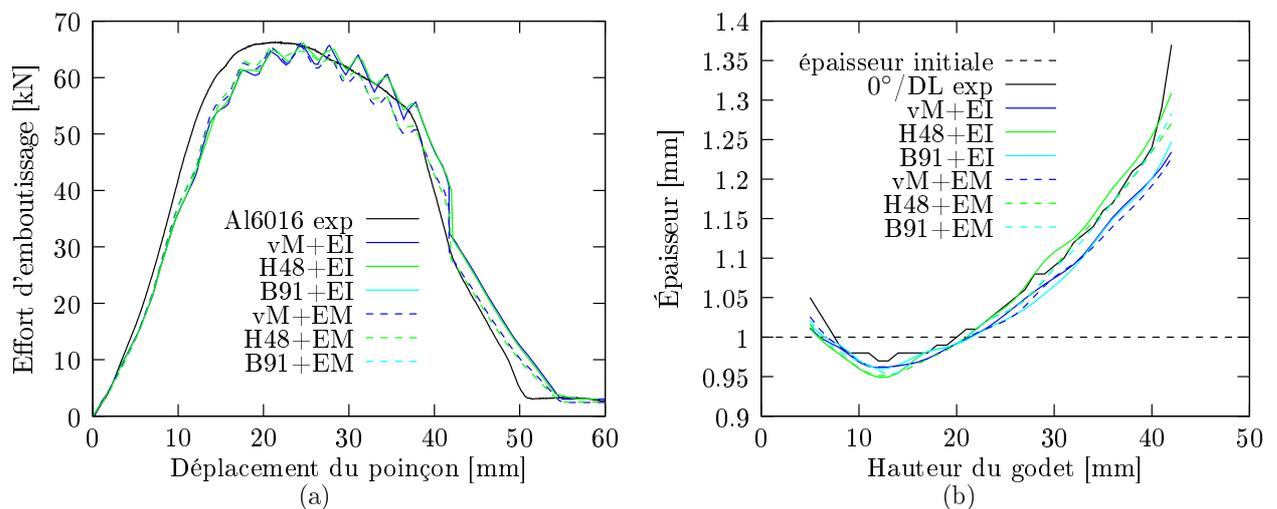


FIG. 4.34 – (a) Évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon ; (b) Évolution de la section dans la DL en fonction de la hauteur pour différents modèles de comportement – Al6016.

L'évolution de l'épaisseur du mur en fonction de la hauteur dans le godet est présentée sur la figure 4.34(b). Le choix du critère de plasticité dans le cas de l'évolution de l'épaisseur

a une plus grande importance que le type d'écouissage utilisé, comme cela a été constaté dans le cas des alliages d'aluminium Al5754 et Al6016 avec un module d'élasticité constant. Ainsi, il y a très peu de différence entre les évolutions d'épaisseur d'un modèle à écouissage isotrope et d'un modèle à écouissage mixte, pour un même critère de plasticité. Comme dans le paragraphe 4.4.2, le critère de von Misès donne le résultat le plus éloigné de la solution expérimentale tandis que le critère de Hill48 donne le meilleur résultat. Le critère de Hill48 a une nouvelle fois tendance à majorer les évolutions proposées par les deux autres critères. Les évolutions d'épaisseur proposées par chaque modèle de comportement sont toutefois tout à fait satisfaisantes, sans qu'une réelle amélioration des résultats liée à la prise en compte du module d'élasticité apparent ne soit constatée.

Le tableau 4.10 donne les valeurs d'ouverture de l'anneau numérique pour des simulations prenant en compte l'évolution du module d'élasticité apparent. Pour chaque modèle de comportement, un rappel des valeurs d'ouverture d'anneau obtenues pour un module d'élasticité constant E_0 est fait. Comme avec un module d'élasticité constant, le critère de von Misès donne la meilleur prédiction du retour élastique, avec une surestimation à 90 mm de l'ouverture de l'anneau avec un écouissage isotrope et une sous-estimation à 60 mm avec un écouissage mixte. Encore une fois, on a une diminution non-négligeable du retour élastique avec l'utilisation d'un écouissage mixte quel que soit le critère de plasticité. Le critère donnant les moins bons résultats concernant la prédiction de l'ouverture de l'anneau est toujours le critère de Barlat91, avec une ouverture de 63 mm avec un écouissage isotrope et de 38 mm avec un écouissage mixte.

		Al6016		
expérimental	72 mm			
module d'élasticité	E_0		E_{ap}	
écouissage	isotrope	mixte	isotrope	mixte
von Misès	94 mm	64 mm	90 mm	60 mm
Hill 48	59 mm	37 mm	64 mm	41 mm
Barlat 91	50 mm	29 mm	63 mm	39 mm

TAB. 4.10 – Ouverture de l'anneau en fonction du modèle de comportement et du module d'élasticité – Al6016.

Si la variation du module d'élasticité apparent en fonction de la déformation plastique n'a pas eu d'effet significatif sur la modélisation du procédé d'emboutissage, elle joue un rôle prépondérant sur la prédiction du retour élastique. En effet, si le retour élastique diminue d'environ 4 mm dans le cas d'un modèle utilisant le critère de von Misès, il augmente dans le cas des critères de Hill48 et Barlat91. Ainsi, quel que soit le type d'écouissage, l'ouverture de l'anneau augmente d'environ 4 mm pour le critère de Hill48 et d'environ 10 mm pour le critère de Barlat91.

Il est à noter qu'à la fin de l'emboutissage, le module d'élasticité apparent a atteint sa valeur de saturation (tableau 2.4) d'environ 63400 MPa pour tous les modèles testés.

Répartition des contraintes internes

Les figures 4.35(a) et 4.35(b) donnent l'évolution du gradient de la contrainte circonférentielle en fonction de la position angulaire par rapport à la DL. La hauteur choisie se trouve toujours à mi-hauteur de l'anneau découpé.

Contrairement à ce qu'on a observé avec un module d'élasticité constant, l'état de contrainte pour un critère de von Misès n'est pas constant le long de la position angulaire par rapport à la DL. De légers pics de contraintes sont observés dans la DL et dans la DT. Pour les critères anisotropes de Hill48 et Barlat91, la contrainte circonférentielle varie également en fonction de l'angle. On constate toujours une symétrie de l'état de contrainte autour de la DT. Le critère de von Misès est encore le critère qui propose l'état de contrainte le plus important après mise en forme, ce qui peut être relié au fait qu'il produise le plus grand retour élastique. Quel que soit le type d'érouissage considéré, les critères de Hill48 et de Barlat91 donnent des états de contraintes très proches, comme les ouvertures d'anneau obtenues.

Les figures 4.35(c) et 4.35(d) présentent l'évolution de la contrainte $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur de la tôle à mi-hauteur de l'anneau dans la DT, pour les différentes lois testées. Comme pour les calculs avec un module d'élasticité constant, le critère de von Misès donne la plus grande amplitude de contrainte. Les critères de Hill48 et de Barlat91 donnent une nouvelle fois des évolutions très similaires.

L'évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur est proposée sur les figures 4.35(e) et 4.35(f). Le critère de von Misès donne à nouveau l'amplitude de contrainte la plus importante quelle que soit la hauteur considérée. Dans le cas d'un modèle à érouissage isotrope, les critères de Hill48 et Barlat91 donnent des évolutions de la contrainte quasiment superposées. Pour un érouissage mixte et au dessus de 20 mm de hauteur dans le mur, le critère de Barlat91 donne une évolution de la contrainte légèrement inférieure à celle d'un critère de Hill48.

On a pu voir ici que la prise en compte de l'évolution du module d'élasticité apparent en fonction de la déformation plastique a entraîné un resserrement des états de contrainte proposés par les différents modèles de comportement. Ce constat est directement lié au fait que l'écart entre les différentes ouvertures d'anneau a également diminué.

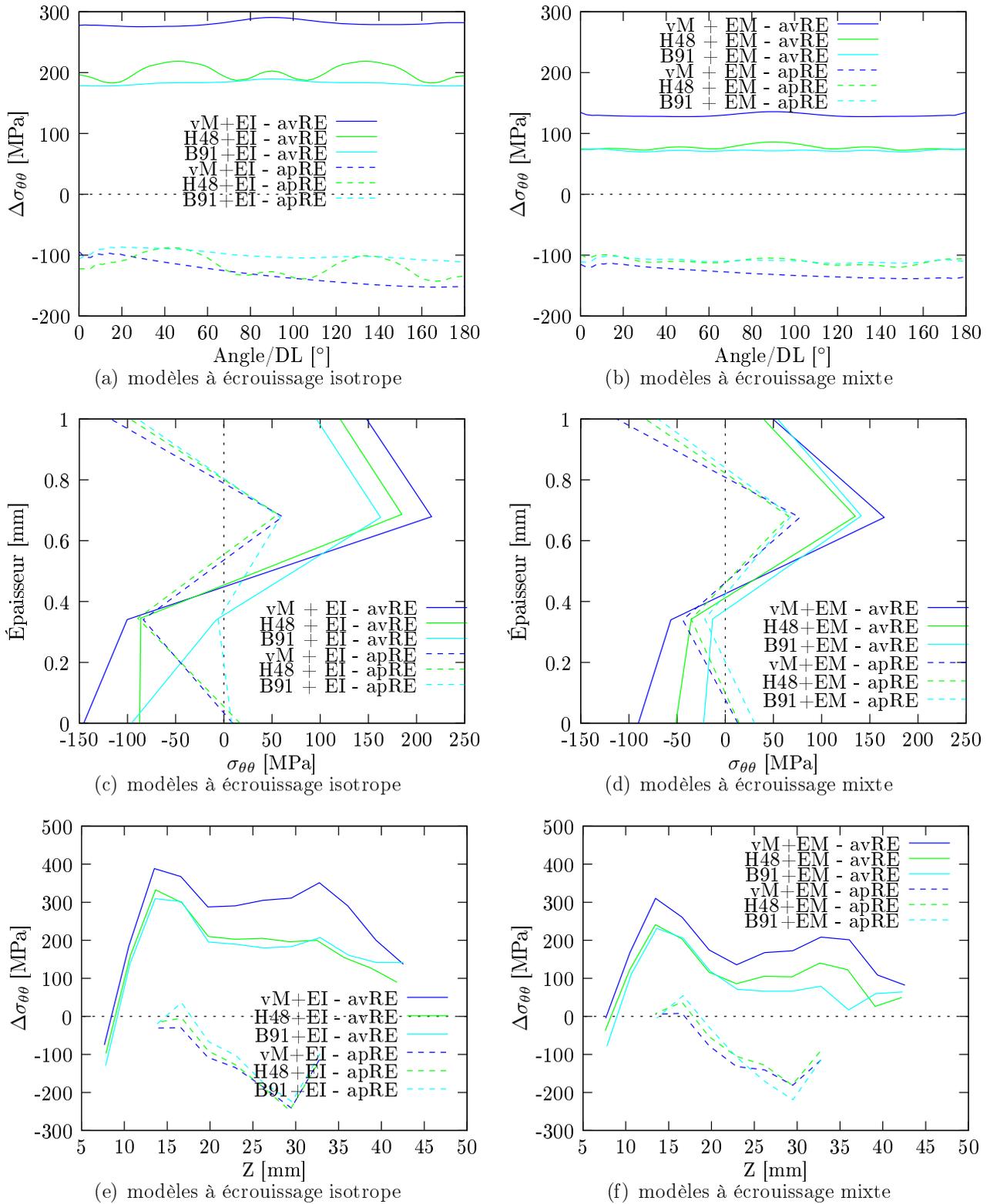


FIG. 4.35 – (a)(b)Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la position angulaire par rapport à la DL ; (c)(d)Évolution de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur dans la DT ; (e)(f)Évolution du gradient de la contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur du mur dans la DT – Al6016.

4.6 Conclusion

Dans ce chapitre, la modélisation numérique d'un essai de flexion pure suivi de retour élastique a été réalisée. Cette étude nous a permis de tester dans le cadre des petites déformations plusieurs éléments finis volumiques : les *C3D8* à 8 points d'intégration et à intégration sélective réduite, les *C3D8R* à 1 point d'intégration et à intégration réduite et enfin les *C3D8I* à 8 points d'intégration et à intégration sélective réduite avec des modes incompatibles supplémentaires. On a vu que la forme globale de l'éprouvette en fin de charge est bien décrite par chaque type d'élément, et que les résultats sur la variation de l'angle après décharge sont en accord avec la solution théorique de Fukui [Fukui et al., 1966]. Cette étude a également permis de tester le nombre d'éléments à placer dans l'épaisseur de la tôle. Cette étude de sensibilité au nombre de points d'intégration a permis de montrer que 3 éléments dans l'épaisseur de la tôle assure une description correcte du comportement de l'éprouvette en flexion.

La forme du maillage d'un flan destiné à être embouti a aussi été étudié, afin de déterminer une configuration de référence pour le reste des simulations numériques. Le maillage retenu est composé de 6510 éléments, répartis en 3 couches (maillage 3). Une zone symbolisée par des lignes de noeuds définies préalablement, correspond à l'anneau qui sera découpé suivant la méthode du test de Demeri [Demeri et al., 2000]. Une seconde zone au centre du flan est également définie. Elle est circulaire au centre du flan – dans la zone la moins déformée – pour permettre d'avoir un maillage le plus régulier possible dans la zone du mur du godet, la plus sollicitée, et pour limiter l'influence de la forme du maillage.

Les différents modèles de comportement présentés au chapitre 3, ont été testés sur une simulation d'emboutissage de godet cylindrique, avec découpe et ouverture d'un anneau suivant le protocole développé par Demeri. Les deux alliages d'aluminium Al5754 et Al6016 ont été utilisés.

La modélisation du procédé de mise en forme donne des résultats proches des valeurs expérimentales quels que soient la loi de comportement et le critère de plasticité utilisés. En effet, les courbes d'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon, et d'évolution de l'épaisseur en fonction de la hauteur dans le mur donnent d'excellents résultats. Le profil du mur est néanmoins, moins bien représenté, même si les résultats obtenus sont du même ordre d'un modèle à l'autre et sont tout à fait acceptables, pour les deux matériaux.

Concernant la prédiction du retour élastique, les résultats numériques sont relativement éloignés des ouvertures expérimentales et ont tendance à sous-estimer l'ouverture de l'anneau – sauf dans le cas du critère de von Misès avec écrouissage isotrope pour l'Al6016. De plus, de grosses différences apparaissent d'un modèle à l'autre. Ainsi, pour un même critère de plasticité, un modèle à écrouissage isotrope donne un retour élastique plus important qu'un modèle à écrouissage mixte (isotrope et cinématique). Enfin, le critère de von Misès donne le retour élastique le plus proche de la réalité, tandis que le critère de Barlat91 donne le retour élastique le plus faible, quel que soit le matériau considéré.

Une étude de l'état de contrainte circonférentielle $\sigma_{\theta\theta}$ dans l'épaisseur du matériau a enfin été réalisée. Cette étude a permis de mettre en évidence le fait que plus l'état de contrainte est important, plus le retour élastique est important. Ainsi, les modèles utilisant le critère de von Misès donnent les états de contraintes les plus élevés après mise en forme. À l'inverse, le critère de Barlat91 fournit l'état de contrainte le plus faible, et par conséquent le plus faible retour élastique. De plus, une diminution importante de l'état de contrainte a été constatée lors du

retour élastique.

L'observation du gradient de la contrainte circonférentielle $\Delta\sigma_{\theta\theta}$ en fonction de la hauteur dans le mur a permis de mettre en évidence que l'état de contrainte – et donc le retour élastique – de l'anneau dépend de la position de l'anneau. Ainsi, si l'anneau est prélevé au bas du mur, celui-ci se referme sous l'effet du retour élastique et à partir d'une certaine hauteur, celui-ci va s'ouvrir de plus en plus en fonction de la hauteur de prélèvement. Cette dernière étude est conforme aux résultats expérimentaux obtenus par Xia dans [Xia et al., 2004].

L'évolution du module d'élasticité apparent en fonction de la déformation plastique a enfin été incluse dans les calculs réalisés sur l'alliage d'aluminium Al6016. S'il ressort que l'évolution du module d'élasticité n'influe quasiment pas sur le procédé d'emboutissage, elle a cependant une influence importante sur l'état de contrainte à l'intérieur du godet et sur la prédiction du retour élastique. Ainsi, on a pu observer une réduction de l'écart entre les états de contrainte donnés par les différents modèles testés et également une diminution de l'écart entre les ouvertures d'anneaux. À noter que lorsque l'on prend en compte l'évolution du module d'élasticité apparent, les critères de Hill48 et Barlat91 donnent des résultats équivalents, tandis que le critère de von Misès conduit toujours aux résultats les plus proches des ouvertures expérimentales.

Chapitre 5

Influence de la température sur le retour élastique

Bien que les alliages d'aluminium offrent un excellent rapport propriétés mécaniques/poids et une bonne résistance à la corrosion, leur formabilité à température ambiante est moins bonne que celle des aciers. Cette faible formabilité limite l'usage des tôles d'aluminium pour certaines pièces de forme complexe, comme dans le cas des éléments de carrosserie automobile. La mise en forme à chaud permet de pallier ce problème en utilisant des températures de mise en forme élevées, mais inférieures à la température de recristallisation des alliages d'aluminium [Tebbe et Kridli, 2004]. La mise en forme des alliages d'aluminium pour ces températures, fait donc l'objet de nombreuses études expérimentales depuis de nombreuses années [Finch et al., 1946, Shehata et al., 1978, Ayres, 1979].

Parmi les alliages d'aluminium, les aluminium-magnésium ont une formabilité relativement bonne. Cependant, la propagation de bandes de déformation plastique localisée – effet PLC – provoque un état de surface dégradé après mise en forme. Ainsi, les alliages de la série 5000 sont uniquement utilisés pour la fabrication des doublures d'ouvrants automobiles. Ces défauts d'aspect indésirables peuvent être éliminés au cours du procédé de mise en forme mais en utilisant des températures élevées [van den Boogaard, 2002].

Schmoeckel a étudié dans [Schmoeckel, 1994, Schmoeckel et al., 1995a, Schmoeckel et al., 1995b] la formabilité d'alliages d'aluminium de la série 5000 et a montré que la température a une influence significative sur le procédé d'emboutissage. Certains travaux ont révélé que la formabilité de certains alliages d'aluminium peut augmenter d'environ 200-300% (emboutissabilité, allongement) en les mettant en forme entre 200 et 350°C [Moon et al., 2003, Kim et al., 2006]. Concernant les propriétés mécaniques, le comportement à température ambiante des alliages aluminium-magnésium est quasiment indépendant de la vitesse de déformation. Par contre, au delà de 100°C, la sensibilité à la vitesse de déformation augmente [Li et Ghosh, 2003, Toros et al., 2008]. La limite d'élasticité quant à elle, reste identique pour des températures inférieures à 175-200°C mais diminue légèrement au-delà.

D'autres études ont montré que la formabilité peut être encore améliorée en ne chauffant pas les outils de manière homogène, mais en chauffant des zones bien précises du poinçon, du serre-flan et/ou de la matrice [El-Morsy et al., 2002, Takuda et al., 2003]. Ainsi, des dispositifs de mise en forme à chaud ont été développés de manière à créer un gradient de température

dans l'épaisseur du matériau (figure 5.1), en chauffant la tôle entre la matrice et le serre-flan et en refroidissant le poinçon [Kim et al., 2006]. Palumbo réussit à obtenir un rapport limite d'emboutissage pour l'alliage d'aluminium A5754-O, de 2.85 à une température de 110°C au lieu de 1.98 à température ambiante [Palumbo et Tricarico, 2007].

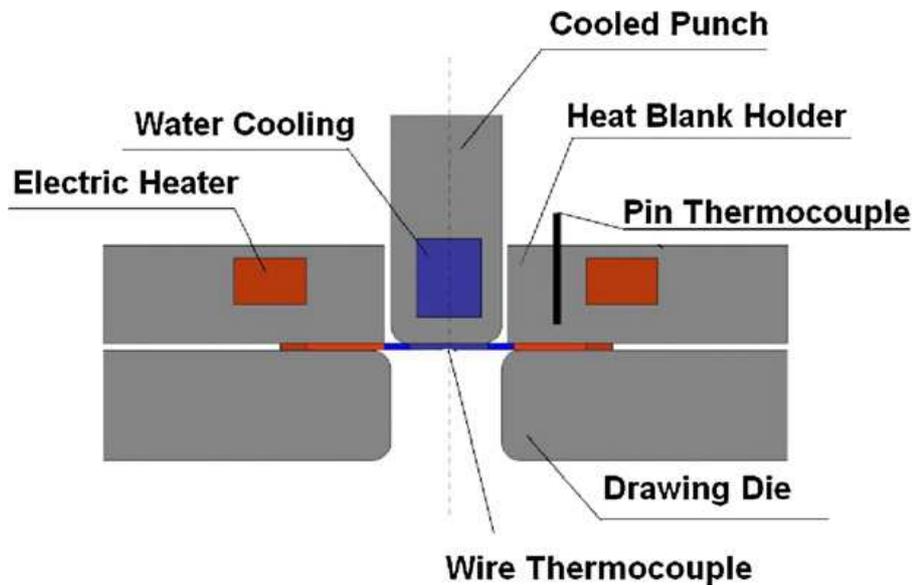


FIG. 5.1 – Schéma d'un dispositif d'emboutissage à chaud [Palumbo et Tricarico, 2007].

L'augmentation de la température a pour effet de diminuer l'état de contrainte interne du matériau au cours de sa mise en forme et donc, de minimiser les contraintes résiduelles induites par le procédé. En conséquence, le retour élastique tend à diminuer avec l'augmentation de la température de mise en forme. Cet aspect intéressant pour la mise en forme, constitue de ce fait un axe d'étude expérimental du retour élastique de plus en plus abordé [van den Boogaard et Huétink, 2006, Manach et al., 2008].

Dans ce chapitre, on propose tout d'abord une caractérisation en température à partir d'essais de traction. Des essais d'emboutissage et de retour élastique sont également réalisés en suivant la procédure présentée au chapitre 2 [Demeri et al., 2000], à différentes températures.

L'identification du comportement du matériau en température est ensuite réalisée à partir des essais de traction. La modélisation de la procédure expérimentale d'emboutissage et de retour élastique est présentée et les résultats sont comparés avec les données expérimentales pour chaque température.

Enfin, une étude de l'état de contrainte dans le mur du godet est réalisée en fonction de la température.

5.1 Caractérisation expérimentale et emboutissage à différentes températures

Le matériau utilisé pour étudier l'influence de la température sur son comportement est l'alliage d'aluminium Al5754. Les essais sont réalisés dans une enceinte thermique, sur une machine de traction *Instron 4505* de capacité 100 kN.

5.1.1 Essais mécaniques

Des essais de traction uniaxiale ont été réalisés à différentes températures. Le dispositif utilisé à température ambiante du chapitre 2 est repris ici et placé dans l'enceinte thermique. La plage de température considérée s'étend de 25°C à 200°C. Le contrôle de la température est assuré au cours de l'essai par un thermocouple, placé sur les mors de traction.

Une phase de montée en température des outils et de l'éprouvette a été imposée, avant la réalisation de l'essai. Une fois la température souhaitée atteinte, le montage est maintenu à cette température pendant 30 minutes. Ensuite, l'essai de traction uniaxiale est réalisé à température désirée constante, jusqu'à rupture de l'éprouvette.

La figure 5.2 présente les courbes en traction obtenues pour différentes températures sur des éprouvettes prélevées dans la DL.

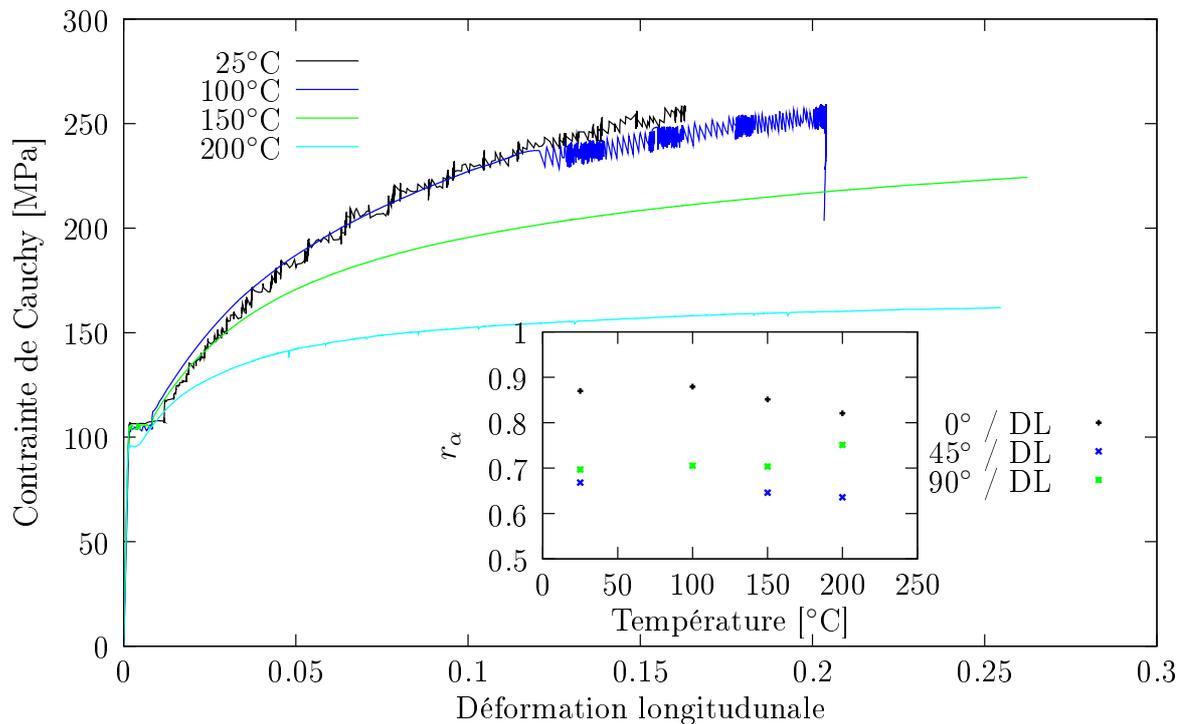


FIG. 5.2 – Essais de traction monotone dans la DL pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754. En incrustation : Évolution du coefficient r_α à 0°, 45° et 90° de la DL, en fonction de la température [Coër, 2009].

La température a peu d'influence sur le comportement du matériau jusqu'à 100°C. A cette température, l'effet PLC n'est pas observé jusqu'à une déformation de 12% et réapparaît ensuite.

Pour les températures supérieures à 100°C, l'effet PLC a totalement disparu. Ceci vient du fait qu'une élévation de la température augmente la mobilité des atomes de magnésium qui, dès lors, n'entravent plus la propagation des dislocations [van den Boogaard, 2002]. En outre, la contrainte d'écoulement diminue avec l'augmentation de la température.

Il est à noter que pour une température maintenue constante à 200°C, la course de la traverse limitée par les dimensions de l'enceinte thermique, ne nous a pas permis de constater la rupture de l'éprouvette.

En raison de l'encombrement du dispositif de cisaillement, il n'a pas été possible de réaliser des essais de cisaillement monotone et Bauschinger au sein du laboratoire. Ces essais ont toutefois été réalisés à différentes températures, par Coer [Coër, 2009] au département de Engenharia Mecânica de l'Université d'Aveiro au Portugal, pendant son stage de Master Recherche (figure 5.3). Bien que ces essais n'aient pas été pris en compte dans notre base expérimentale, ils ont toutefois permis de confirmer ce qui a été constaté lors des essais de traction monotone. Ainsi, jusqu'à une température de 100°C, le comportement du matériau n'est pas affecté par les variations de température. En revanche, lorsque la température dépasse 100°C, l'état de contrainte chute relativement vite au fur et à mesure que la température augmente, pour une déformation donnée. De plus, un phénomène pouvant être assimilé à l'effet PLC est apparu au cours des essais de cisaillement à 100°C. En effet, des serrations sont observées sur la courbe de contrainte-déformation à partir d'une déformation de cisaillement d'environ $\gamma = 0.25$.

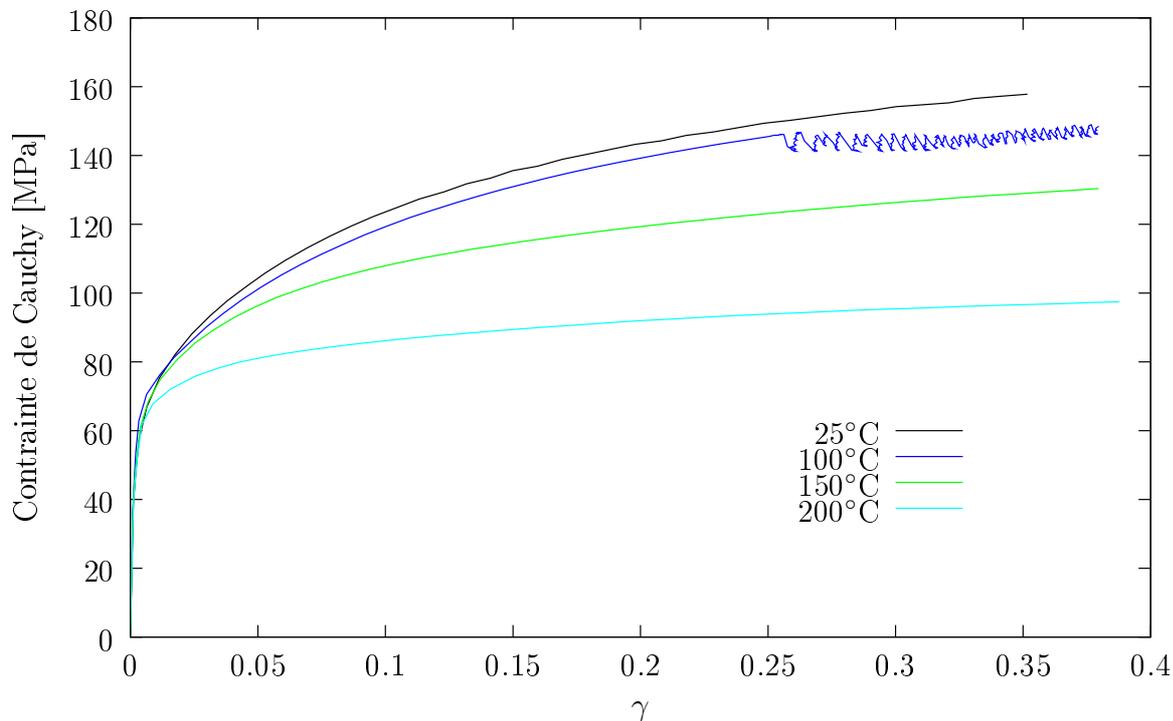


FIG. 5.3 – Essais de cisaillement monotone dans la DL pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C [Coër, 2009] – A15754.

Notre base de données expérimentale est donc constituée des essais de traction uniaxiale aux différentes températures considérées. L'étude de l'anisotropie du matériau montre de plus qu'il n'y a pas de variation significative de celle-ci lorsqu'on augmente de manière conséquente la température [Coër, 2009]. L'anisotropie évolue tout de même légèrement sans toutefois tendre vers un comportement isotrope pour des températures élevées. La figure 5.2 montre également l'évolution des coefficients d'anisotropie r_α , en fonction de la gamme de température étudiée.

5.1.2 Essais d'emboutissage

Le dispositif d'emboutissage utilisé est identique à celui utilisé pour les essais d'emboutissage à température ambiante présentés au chapitre 2. Ce dispositif ne permet pas actuellement d'appliquer un gradient de température dans l'épaisseur du flan au cours de la mise en forme.

L'ensemble du dispositif d'emboutissage est placé dans l'enceinte thermique (figure 5.4). La réalisation d'un nouveau serre-flan a été nécessaire pour les essais d'emboutissage en température. En effet, en raison de l'ajustement du diamètre intérieur du serre-flan sur celui du poinçon, la dilatation des outils avec la température aurait provoqué le blocage du poinçon dans le serre-flan au cours de l'emboutissage et par conséquent, l'endommagement du dispositif. Le diamètre de l'ouverture du nouveau serre-flan est $\varnothing 104.5$ mm (figure 2.21).



FIG. 5.4 – Dispositif d'emboutissage placé dans l'enceinte thermique.

L'effort de serre-flan est imposé à 24 kN au moyen du dispositif de serrage présenté au chapitre 2. Les cellules de force habituellement utilisées pour contrôler cet effort à température ambiante, ne sont pas utilisées ici, en raison de leur mauvaise résistance aux variations de température. Le contrôle de la température est assuré par un thermocouple placé entre le serre-flan et la matrice. Comme pour les essais de traction uniaxiale, une phase de montée en température des outils et de la tôle est imposée, au cours de laquelle l'effort de serre-flan n'est pas appliqué. Un temps d'attente de 30 minutes à température désirée constante est respecté avant le serrage de

la tôle et son emboutissage. Le refroidissement des godets emboutis a été réalisé à l'air libre, jusqu'à température ambiante.

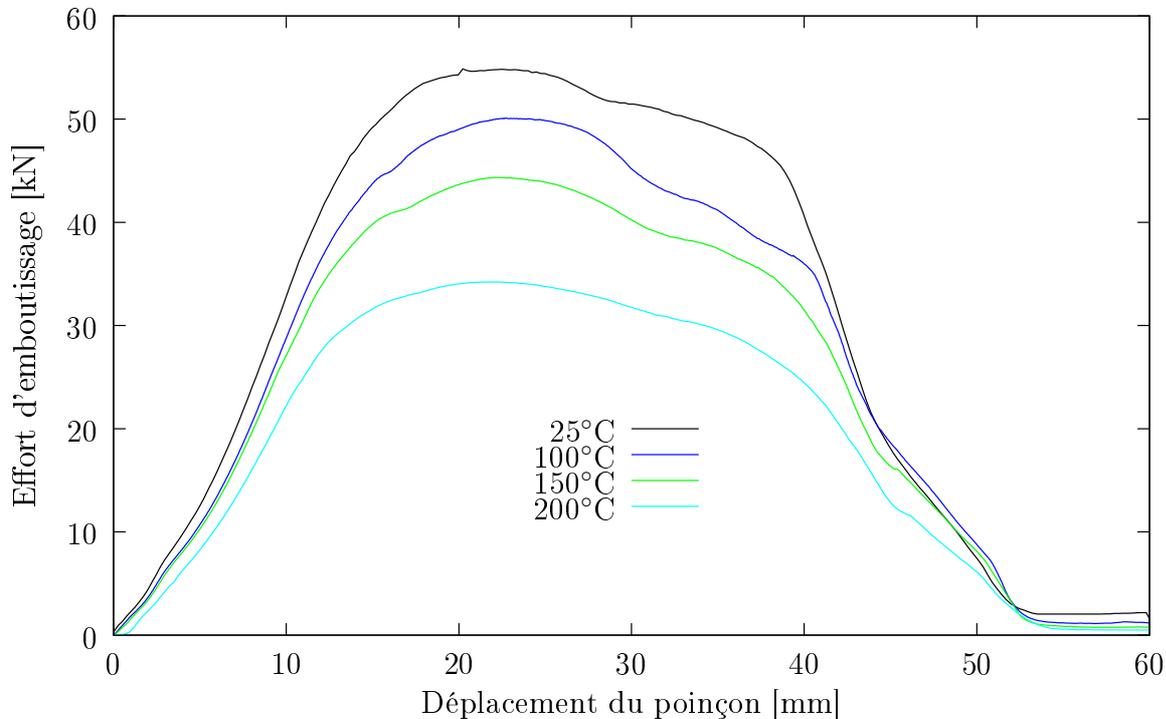


FIG. 5.5 – Évolution de l'effort d'emboutissage pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754.

La figure 5.5 montre l'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon, pour les différentes températures considérées. Conformément à l'évolution observée en traction, on constate que plus la température augmente, plus l'effort d'emboutissage maximum au cours de la mise en forme diminue. Celui-ci passe d'environ 55 kN à température ambiante à 34 kN à une température de 200°C.

L'évolution de l'épaisseur du mur du godet a également été mesurée pour chaque température (figure 5.6). Bien que moins marquée que dans le cas de l'effort d'emboutissage, l'influence de la température sur l'évolution de l'épaisseur est présente. Ainsi, le mur du godet tend à s'amincir légèrement en fonction de la température. Ceci peut être dû au fait que l'effort de serre-flan est le même pour tous les essais. Une élévation de la température au-delà de 100°C engendre une diminution de la contrainte d'écoulement par rapport à l'état de contrainte à température ambiante pour une déformation donnée (figure 5.2). Le fait de conserver un effort de serre-flan identique, quelle que soit la température, entraîne une augmentation de l'effort de retenue qui étire davantage le matériau, devenu plus ductile.

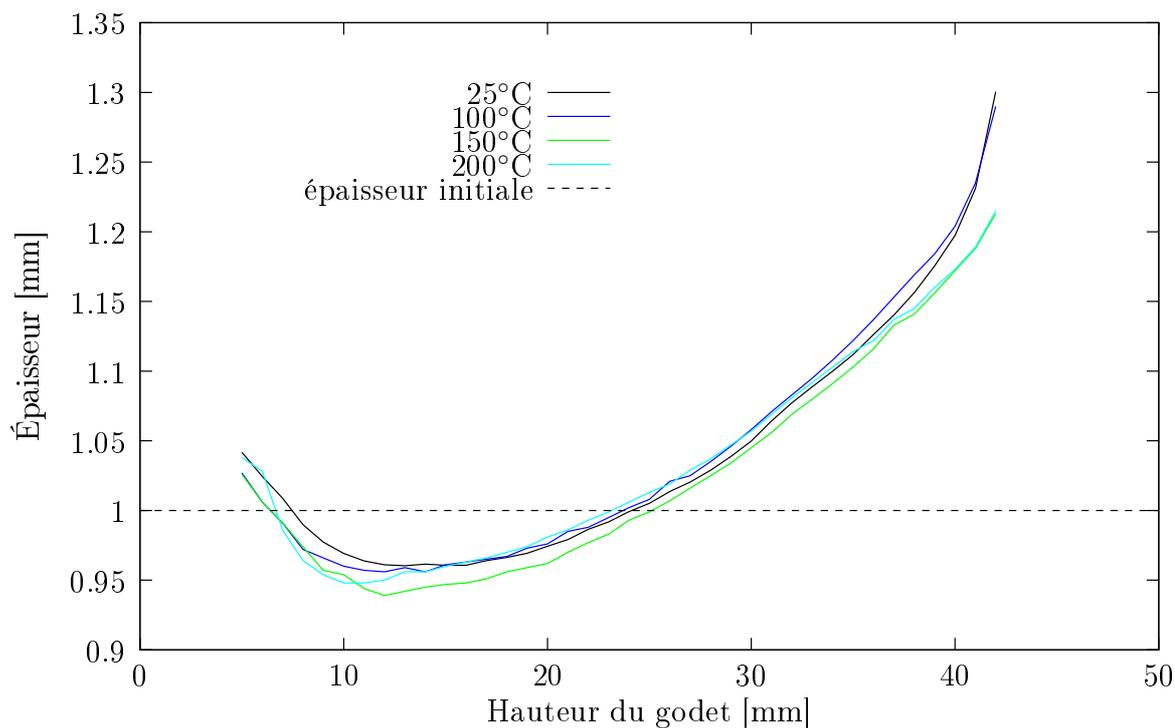


FIG. 5.6 – Évolution de l'épaisseur dans la DL en fonction de la hauteur, pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754.

Les différentes étapes de découpe ont été effectuées à température ambiante (selon le protocole présenté au chapitre 3.1.5) et ce, quelle que soit la température imposée lors de la mise en forme de la tôle. L'ouverture des anneaux est faite dans le DL.

Température [°C]	25	100	150	200
Ouverture expérimentale [mm]	64	63	42	23

TAB. 5.1 – Ouverture expérimentale de l'anneau pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C.

En ce qui concerne l'étude du retour élastique, on observe une tendance marquée à la diminution de l'ouverture de l'anneau lorsque la température de mise en forme augmente (figure 5.7). Les mesures d'ouverture de l'anneau associées sont présentées dans le tableau 5.1.

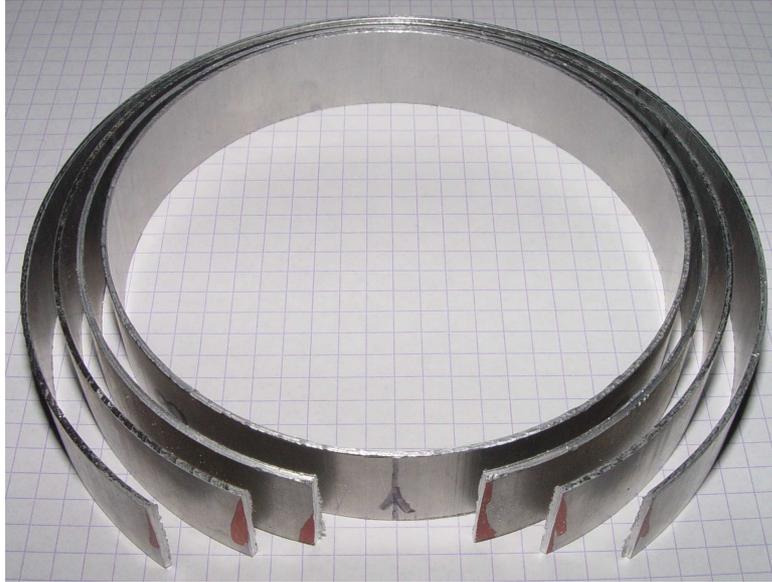


FIG. 5.7 – Ouverture de l’anneau après emboutissage, découpe et retour élastique – l’ouverture passe de 64 mm à température ambiante à 23 mm à 200°C.

5.2 Modélisation numérique

La mise en donnée est la même que celle présentée dans le chapitre 4, excepté le diamètre du serre-flan qui est ici de 104.5 mm. Le maillage du flan est le maillage 3 du chapitre précédent. La prise en compte de la température sur le comportement du matériau oblige à réaliser des calculs thermomécaniques. Dès lors, les éléments finis utilisés doivent intégrer une dépendance à la température. Nous avons montré au chapitre précédent que les éléments finis les mieux adaptés pour prédire le retour élastique sont les éléments à 8 points d’intégration à intégration sélective réduite et modes incompatibles : *C3D8I*. Cependant dans *Abaqus*, ces éléments n’ont pas d’équivalent dépendant de la température. Pour cette raison, des éléments à intégration réduite avec une variable thermique, *C3D8RT*, ont été utilisés pour nos calculs thermomécaniques.

Compte tenu des caractéristiques disponibles en température, le modèle de comportement adopté pour représenter le comportement du matériau est un modèle élasto-viscoplastique à écrouissage isotrope, identifié à partir des essais de traction à différentes températures. Pour la partie élastique, le module d’Young peut dépendre de la température, mais il est montré dans [Kim et Koc, 2008] que sa valeur reste constante dans la gamme de température 25-250°C. Pour la partie viscoplastique, l’écrouissage isotrope est décrit par une approche multiplicative :

$$\bar{\sigma} = \sigma_0(\bar{\varepsilon}^p, T)R(\dot{\bar{\varepsilon}}^p, T) \quad (5.1)$$

avec $\bar{\sigma}$ la contrainte équivalente, σ_0 la limite d’élasticité, $\bar{\varepsilon}^p$ la déformation viscoplastique équivalente, T la température et $\dot{\bar{\varepsilon}}^p$ la vitesse de déformation viscoplastique équivalente.

Le premier terme de cette équation prend en compte la dépendance de l’écrouissage à la température, grâce à une « carte » contrainte/déformation/température. Le second terme $R(\dot{\bar{\varepsilon}}^p, T)$ définit un coefficient multiplicateur qui modifie l’écrouissage en raison des effets de vitesse de déformation, grâce à une « carte » R /vitesse de déformation/température.

Les paramètres matériaux identifiés pour chaque température sont fournis dans le tableau 5.2. En raison de la faible anisotropie du matériau, le critère de plasticité utilisé est un critère

de von Misès. Seuls les essais en traction ont servi à l'identification des paramètres matériau. L'érouissage cinématique n'est donc pas pris en compte dans ce travail. Les courbes numériques identifiées en traction sont présentées sur la figure 5.8.

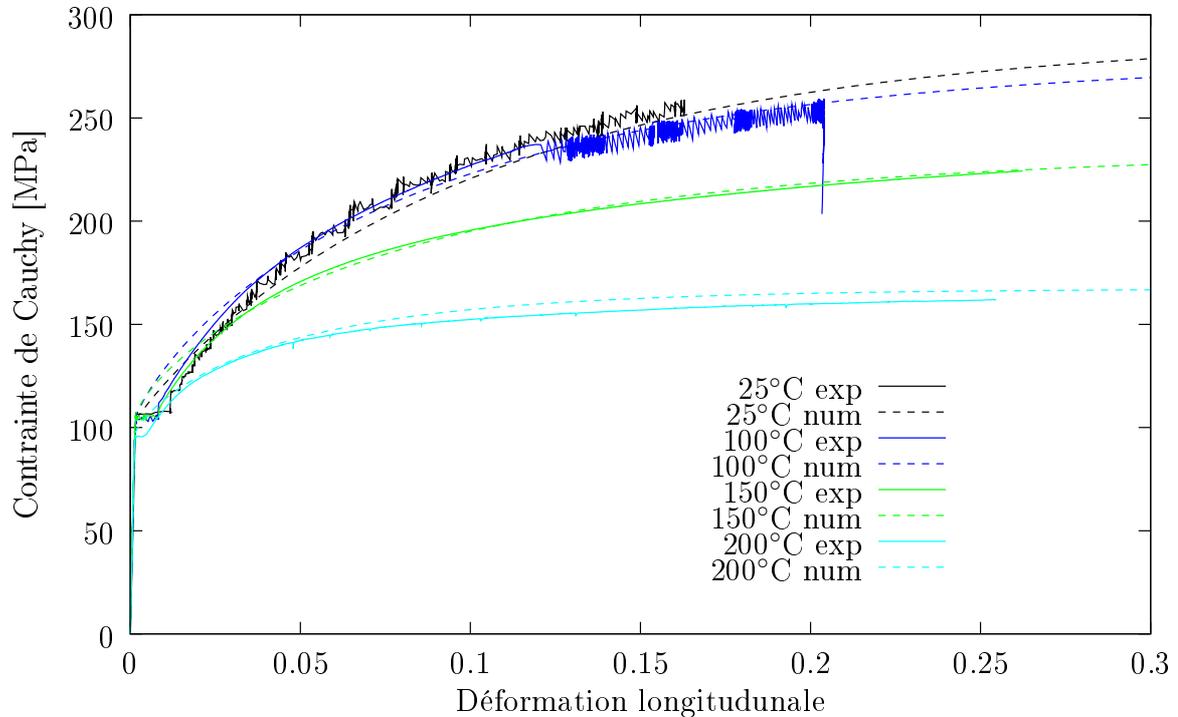


FIG. 5.8 – Essais de traction monotone dans la DL pour l'alliage d'aluminium Al5754 pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C.

Paramètres élastiques			
$E=74620$ MPa	$\nu=0.3$		
Paramètres thermiques			
Chaleur spécifique	Coefficients de dilatation thermique		
$Q=900$ J.kg ⁻¹ .C ⁻¹	de $2.2 \cdot 10^{-5}$ (25°C) à $2.5 \cdot 10^{-5}$ (250°C)		
Conductivité thermique			
220 W/mC			
Paramètres d'érouissage			
T=25°C	T=100°C	T=150°C	T=200°C
$A_R=101.12$ MPa	$A_R=103.91$ MPa	$A_R=105.64$ MPa	$A_R=97.01$ MPa
$B_R=280$ MPa	$B_R=280$ MPa	$B_R=235$ MPa	$B_R=170$ MPa
$C_R=10.06$	$C_R=7.71$	$C_R=7.39$	$C_R=10.02$
$n_R=0.9769$	$n_R=0.8301$	$n_R=0.7945$	$n_R=0.7625$

TAB. 5.2 – Paramètres matériaux d'un modèle élastoviscoplastique avec un érouissage isotrope et le critère de von Misès pour différentes températures – Al5754 [Manach et al., 2008].

5.2.1 Procédé d'emboutissage et retour élastique

La modélisation thermomécanique de la totalité de la procédure expérimentale comprend : la phase de montée en température du flan avant serrage puis emboutissage, ainsi que la phase de refroidissement avant la découpe et l'ouverture de l'anneau à température ambiante. Par contre, le chauffage des outils n'est pas modélisé dans les calculs thermomécaniques. La dilatation thermique ($\alpha_{acier}=12.0 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) des outils n'est donc pas prise en compte dans les calculs. Le fait qu'expérimentalement, l'effort de serre-flan soit appliqué après la montée en température des outils et du flan, et considérant qu'ils ne se dilatent plus après, justifie ce choix.

Les étapes d'emboutissage et de découpe numériques sont réalisées dans des conditions isothermes identiques aux conditions expérimentales.

Les figures 5.9 et 5.10 présentent respectivement, les résultats numériques des évolutions de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon et de l'épaisseur du mur en fonction de la hauteur du godet. Les données numériques concernant le retour élastique sont données dans le tableau 5.3. Les résultats sont en adéquation avec l'évolution de l'effort d'emboutissage. L'évolution de l'épaisseur calculée dans la direction de laminage 5.10 est en accord avec les résultats expérimentaux. Le fait d'utiliser le même effort de serre-flan pour tous les essais entraîne une diminution de l'épaisseur du mur en raison des efforts résistants plus importants par rapport à la limite d'élasticité qui évolue avec la température. Cette diminution est plus marquée numériquement qu'elle ne l'est expérimentalement. Ce dernier résultat reste cependant tout à fait satisfaisant.

Toutefois, en raison de l'utilisation du critère de plasticité de von Mises, liée au manque de données concernant l'évolution des coefficient d'anisotropie avec la température au moment de cette étude, l'évolution de l'épaisseur n'est pas aussi bien représentée dans les autres orientations, qu'elle ne l'est dans la DL. L'utilisation d'un critère de plasticité isotrope pour ce type de calcul semble avoir une influence significative sur la modélisation du procédé de mise en forme. En effet d'après [van den Boogaard et Huétink, 2006], la forme de la surface de charge semble avoir un effet important sur la description de la courbe d'effort d'emboutissage en fonction du déplacement du poinçon, et plus particulièrement sur la prédiction de l'épaisseur le long du mur du godet.

En conséquence, l'utilisation d'un critère de plasticité approprié devrait améliorer la prédiction du retour élastique, puisque la distribution de l'épaisseur et donc l'état de contrainte dans le mur à la fin de l'emboutissage seraient mieux décrits.

Température [°C]	25	100	150	200
Ouverture expérimentale [mm]	64	63	42	23
Ouverture numérique [mm]	105	102	82	41

TAB. 5.3 – Ouverture expérimentale et numérique de l'anneau pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C.

Concernant l'ouverture de l'anneau, on constate une surestimation des simulations numériques (tableau 5.3). Les écarts entre les résultats numériques et expérimentaux peuvent être en partie justifiés par l'utilisation d'un effort de serre-flan unique pour tous les essais et d'un coefficient de frottement numérique constant et égal à 0.18 pour toutes les températures. En effet, on a pu constater sur la figure 5.5 que l'effort résiduel – palier horizontal – en fin d'emboutissage diminue avec l'augmentation de température. Ceci suggère une diminution du coefficient de

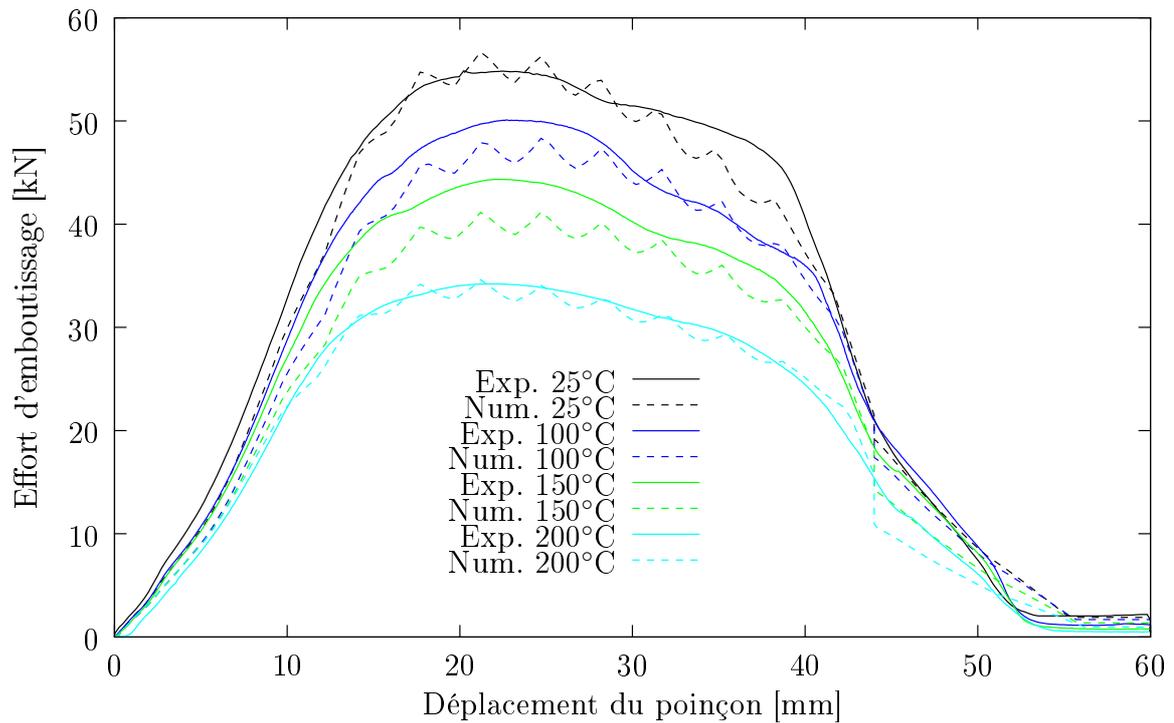


FIG. 5.9 – Évolution de l'effort d'emboutissage pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754.

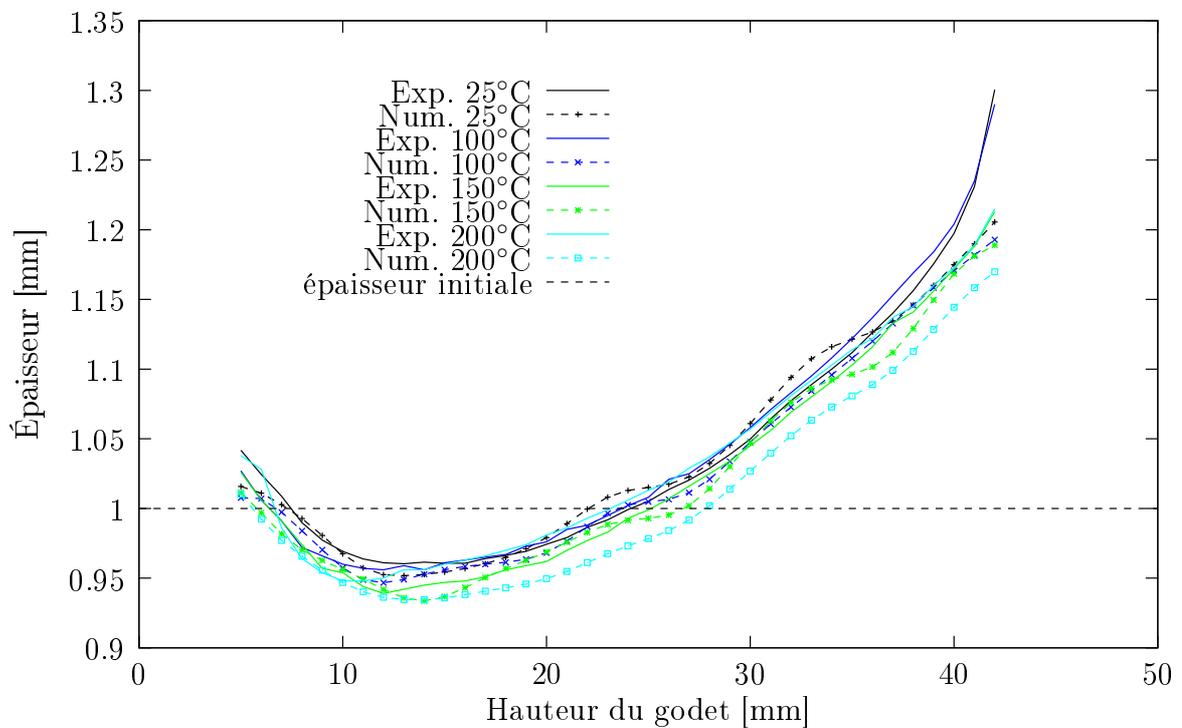


FIG. 5.10 – Évolution de l'épaisseur dans la DL en fonction de la hauteur, pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754.

frottement entre les outils et le flan avec la température. Le fait de ne pas prendre en compte ce phénomène induit une retenue plus importante de la tôle entre les outils au cours de la mise en forme, ce qui entraîne une minimisation de l'épaisseur des murs (figure 5.10) et donc un retour élastique plus important. Un facteur aggravant peut également provenir des éléments à intégration réduite – *C3D8RT* – utilisés pour cette étude. En effet, on a vu au chapitre 4 le rôle prépondérant des éléments finis quant à la précision finale du calcul numérique, les éléments à intégration réduite ayant tendance à surestimer le retour élastique.

5.2.2 Répartition des contraintes internes

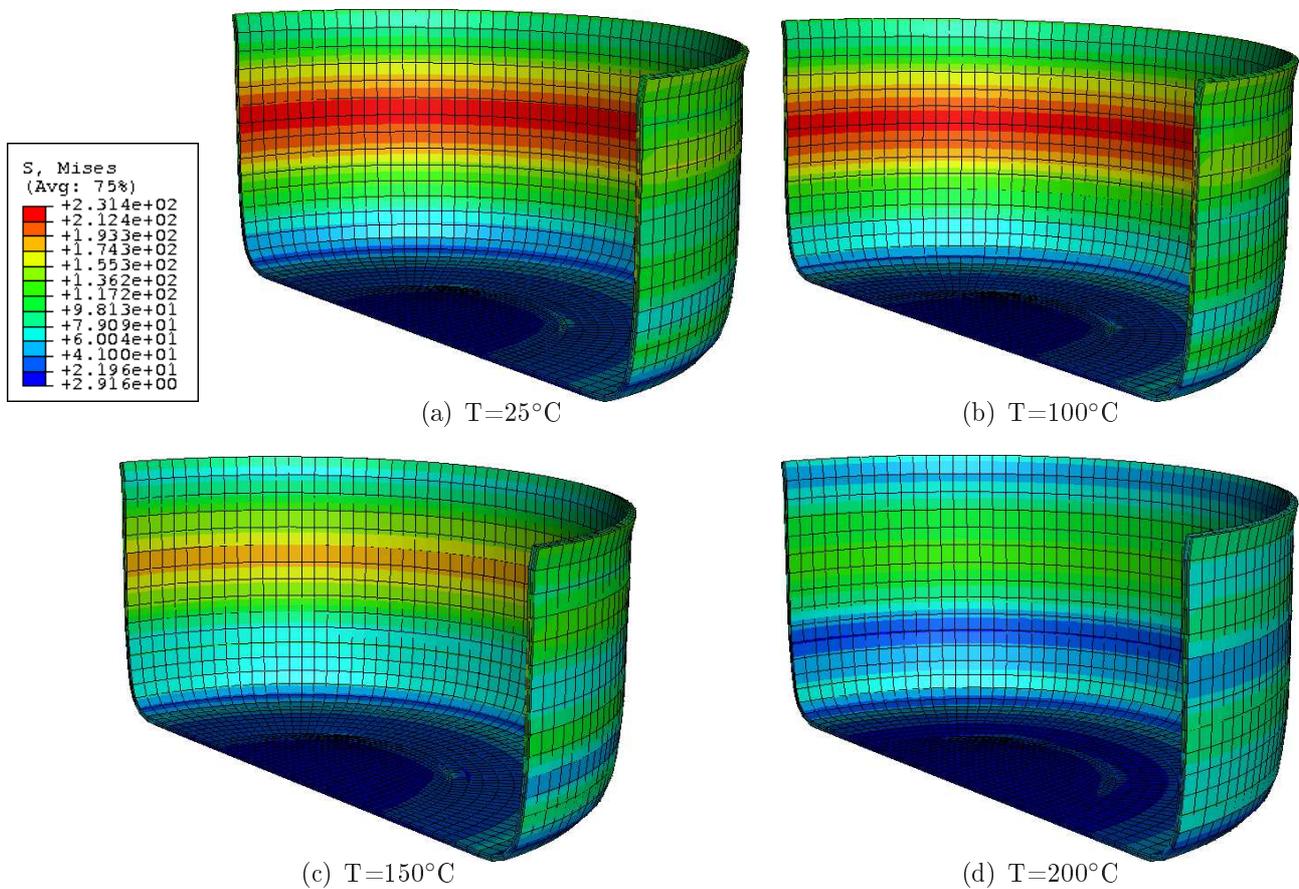


FIG. 5.11 – Distribution de la contrainte de von Mises dans le fond du godet après emboutissage et retrait des outils.

On s'intéresse à la répartition des contraintes dans le mur du godet. La principale cause du retour élastique tient dans la présence d'une contrainte tangentielle résiduelle $\sigma_{\theta\theta}$ [Gnaeupel-Herold et al., 2004]. La figure 5.11 montre la distribution de la contrainte équivalente de von Mises dans le godet à la fin de l'emboutissage pour les différentes températures. On constate que plus la température de mise en forme est élevée, plus l'état de contrainte dans le godet diminue. Notons toutefois que les états de contrainte des godets à 25 et 100°C sont très proches. En revanche, cet état de contrainte diminue pour les températures supérieures à 100°C . Ce résultat

est en accord avec le comportement du matériau lors des essais de traction en température (figure 5.8) et avec le fait que les ouvertures d'anneaux à 25 et 100°C sont très proches et diminuent avec l'augmentation de la température (tableau 5.3).

La figure 5.12 présente l'évolution de la contrainte tangentielle dans l'épaisseur du mur à la fin de l'emboutissage et retrait des outils (avant RE) et après découpe et ouverture de l'anneau (après RE). La zone observée se trouve à une hauteur de 23 mm par rapport au fond du godet et se situe à mi-hauteur dans l'anneau découpé. L'observation de la contrainte tangentielle est réalisée dans la DT, zone où l'état de contrainte n'est pas affecté par la découpe. Le repère dans lequel les contraintes sont calculées est le même que celui du chapitre 4 (figure 4.24).

Les contraintes tangentielles sont extraites aux noeuds des éléments. L'épaisseur 0 correspond à la peau intérieure du godet embouti et l'épaisseur 1 correspond à la peau extérieure.

Classiquement dans un état de flexion, on observe que la peau intérieure est en compression et que la peau extérieure est en traction. À la fin de la mise en forme, quelle que soit la température considérée, l'épaisseur moyenne se trouve très nettement dans la zone en traction. Cet état de contrainte avant décharge conduit à un important moment de flexion et donc à un retour élastique conséquent dans la zone considérée.

Plus la température augmente, plus l'écart entre les contraintes de traction et de compression s'amenuise. La principale raison de ce phénomène tient dans l'augmentation de la formabilité de l'alliage d'aluminium en fonction de la température. Ceci conduit à la diminution de l'état de contrainte global et à la réduction du moment de flexion résiduel après emboutissage. Ainsi, l'ouverture de l'anneau est significativement réduite pour des températures élevées.

L'évolution du gradient de la contrainte tangentielle dans l'épaisseur en fonction de la hauteur dans le mur du godet est tracée pour les températures étudiées (figure 5.13). Le gradient représente la différence entre la contrainte mesurée sur la peau extérieure et celle mesurée sur la peau intérieure du mur du godet. La position d'observation est toujours dans la DT. On constate que la partie proche du fond du godet se trouve en compression. Ce phénomène est observé pour toutes les températures considérées.

On constate également que l'augmentation de température tend à faire diminuer l'écart de contrainte entre la zone en traction et celle en compression, dans la zone centrale du mur du godet. Ainsi, en réduisant le gradient de contrainte dans le godet, la température joue un rôle prépondérant dans la diminution du retour élastique.

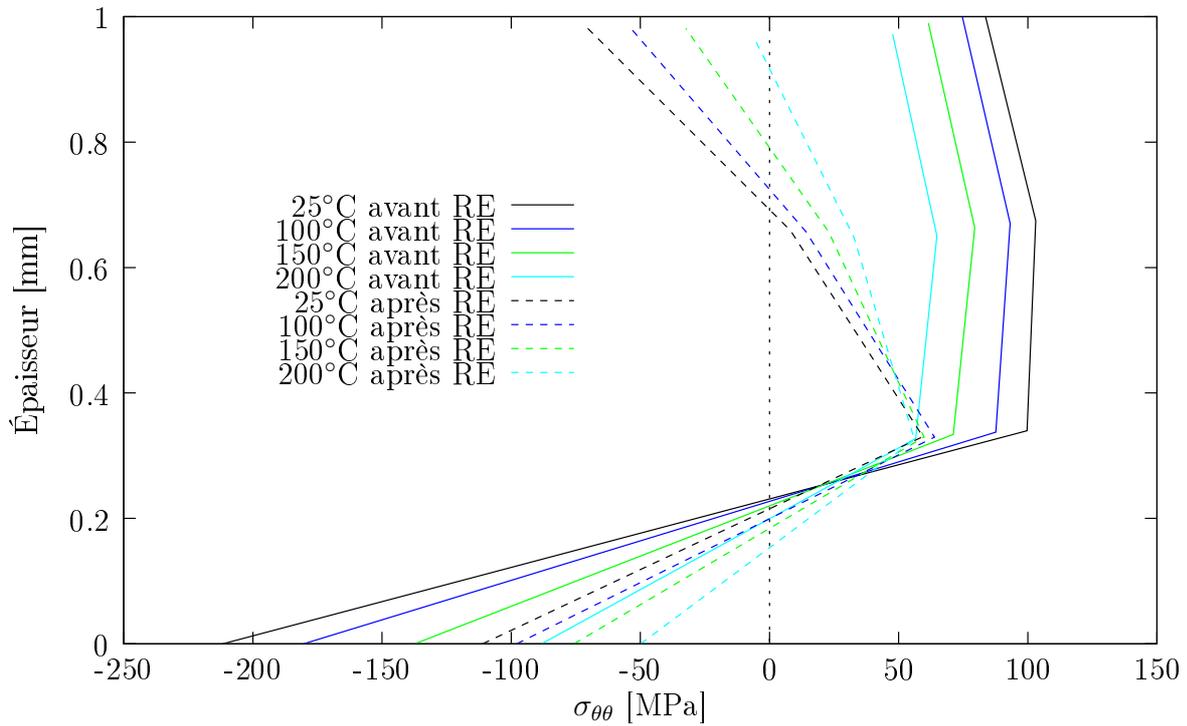


FIG. 5.12 – Évolution de la contrainte tangentielle dans l'épaisseur à 90° de la DL, à 23 mm du fond du godet, pour des températures de 25°C, 100°C, 150°C et 200°C – Al5754.

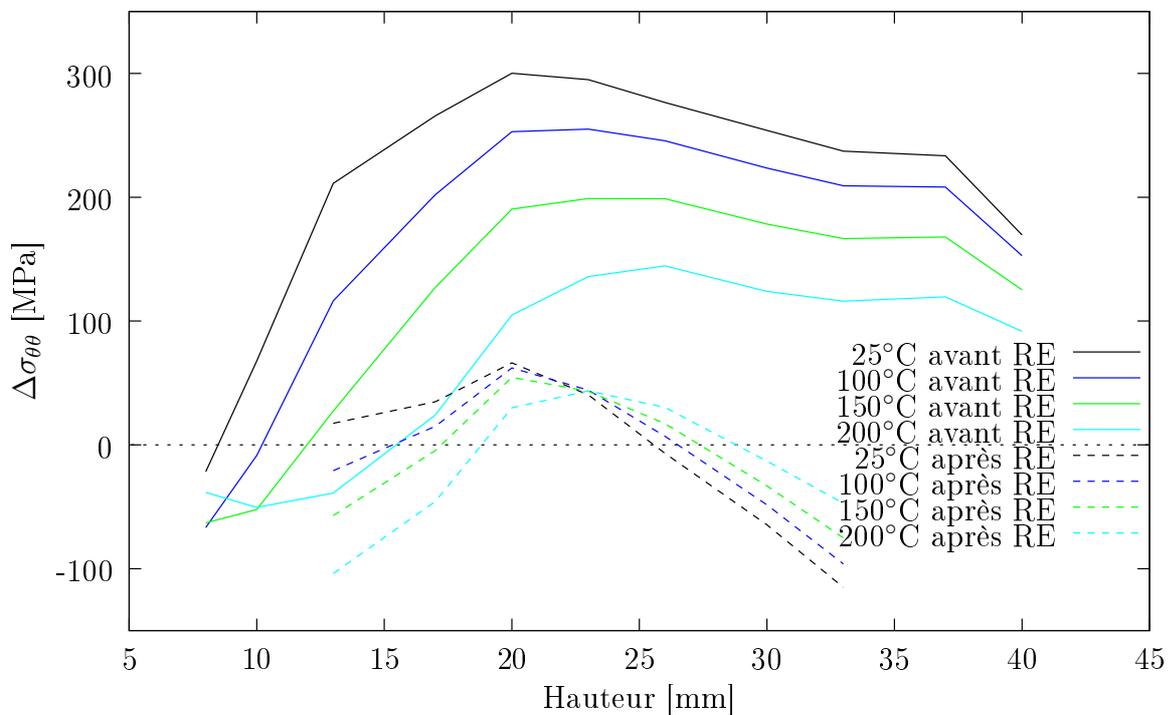


FIG. 5.13 – Évolution du gradient de la contrainte tangentielle en fonction de la hauteur dans la DT, à 23 mm du fond du godet, pour des températures de 25°C à 200°C – Al5754.

5.3 Conclusion

La caractérisation mécanique en température de l'alliage d'aluminium Al5754 a été réalisée à partir d'essais de traction uniaxiale à 25, 100, 150 et 200°C. Ces essais ont montré que le comportement du matériaux reste relativement stable jusqu'à ce que la température atteigne environ 100°C. Au-delà, la contrainte d'écoulement diminue significativement avec la température tandis que la limite d'élasticité du matériau baisse raisonnablement. Pour chaque température, des essais d'emboutissage isothermes ont été effectués. L'augmentation de la température de l'ensemble du dispositif avant la mise en forme de la tôle d'aluminium provoque une diminution de l'effort d'emboutissage importante, faisant chuter l'effort maximum de 55 kN à température ambiante, à 34 kN à 200°C. L'épaisseur dans la hauteur du mur a également tendance à diminuer avec l'élévation de la température. Enfin, pour chaque godet obtenu, les découpe et ouverture d'anneau ont été faites à température ambiante. On a constaté qu'une augmentation de la température de mise en forme entraîne une diminution importante du retour élastique, passant d'une ouverture de 64 mm à température ambiante à 23 mm à 200°C.

À partir de la base de données expérimentale en température, un modèle thermomécanique utilisant un critère de von Mises et une loi d'écrouissage isotrope, a pu être identifié. Les effets thermiques ont été pris en compte numériquement avec l'utilisation d'éléments finis à 1 seul point d'intégration et à intégration réduite, auquel la variable température a été ajoutée (*C3D8RT*). La totalité du procédé d'emboutissage à chaud, puis la découpe à température ambiante, ont été simulées et la prédiction du retour élastique a été réalisée. Concernant le procédé de mise en forme en température, les simulations donnent des résultats satisfaisants et proches des valeurs expérimentales. La prédiction du retour élastique donne des résultats relativement corrects avec une bonne prise en compte des effets de température. Cependant, une surestimation importante du retour élastique est constatée.

Enfin, la distribution de contrainte dans l'épaisseur de la tôle a également été étudiée. La distribution numérique de la contrainte tangentielle dans le mur du godet a permis de mieux cerner et d'expliquer certains phénomènes mécaniques du retour élastique, dans le cas d'une mise en forme à chaud. Ainsi, une augmentation de température permet de diminuer le gradient de contrainte résiduelle dans l'épaisseur du matériau, à l'origine du retour élastique.

Conclusions et perspectives

Les travaux présentés dans cette thèse concernent la caractérisation expérimentale et numérique du retour élastique, suite à la mise en forme par emboutissage de tôles minces en alliages d'aluminium. En raison de nouvelles directives environnementales européennes, le monde industriel a de plus en plus recours à des matériaux légers et recyclables comme les alliages d'aluminium. Bien que le procédé d'emboutissage soit relativement bien maîtrisé industriellement, l'usage de nouveaux matériaux engendre des problèmes coûteux en temps et en argent, de mise au point des outils. Pour ces raisons, le recours à la simulation numérique s'avère progressivement indispensable.

Le premier chapitre de ce document dresse un état de l'art du procédé de mise en forme par emboutissage des tôles minces métalliques. Tout d'abord, le principe de l'emboutissage est détaillé ainsi que les différents phénomènes mécaniques générés. Un certain nombre d'études menées depuis les années 1960 sur ce procédé de mise en forme par déformation plastique à froid est présenté. Ensuite, le retour élastique est abordé. Ce phénomène préjudiciable à la fabrication de masse, apparaît après le retrait des outils une fois la pièce mise en forme. La majorité des études menées sur le retour élastique est réalisée à partir d'essais de flexion ou de pliage, qui ne s'avèrent pas toujours représentatifs des procédés de mise en forme. Pour cette raison, d'autres tests de caractérisation du retour élastique sont présentés. Ainsi un essai développé initialement par [Demeri et al., 2000] consiste à découper un anneau dans la hauteur d'un godet cylindrique embouti. Cet anneau est ensuite ouvert, ce qui libère les contraintes résiduelles induites par la mise en forme, et provoque le retour élastique. Ce test offre le double intérêt d'être simple à mettre en place et de présenter les principales phases d'un emboutissage industriel : mise en forme et retour élastique après découpe. Ce test constitue le point central de cette étude.

Le second chapitre présente les deux alliages d'aluminium étudiés : Al5754-O et Al6016-DR130-T4, et les essais mécaniques réalisés. Une campagne d'essais de caractérisation des deux matériaux à tout d'abord été menée. Elle se compose d'essais de traction uniaxiale et de cisaillement monotone dans plusieurs orientations par rapport à la direction de laminage (DL). À partir des essais de traction, les coefficients d'anisotropie ont été identifiés pour chaque alliage. Des essais de cisaillement cyclique ont également été réalisés dans la DL pour mettre en évidence l'effet Bauschinger et permettre d'identifier les paramètres d'écrouissage cinématique. Des essais pour différentes vitesses de déformation ont permis de montrer la faible dépendance des deux matériaux à la vitesse de sollicitation. Enfin, une loi d'évolution du module d'élasticité apparent a été identifiée grâce à des essais de traction uniaxiale avec des cycles de charge/décharge dans la DL. Une campagne d'essais d'emboutissage de godets cylindriques a ensuite été menée à température ambiante sur les deux alliages d'aluminium, pour ensuite mettre en évidence le retour élastique en suivant la procédure expérimentale de

Demeri. Les influences de l'effort de serre-flan et de la vitesse d'emboutissage sur le retour élastique sont testées dans le cas de l'alliage Al6016-DR130-T4.

Le troisième chapitre est consacré à l'identification des paramètres de plusieurs modèles numériques pour prédire le comportement de chaque matériau. Une première partie est dédiée à l'écriture des lois utilisées. Deux modèles de comportement sont ici décrits. Le premier est un modèle à écrouissage isotrope de type Hockett-Sherby. Le second est un modèle à écrouissage mixte combinant un écrouissage isotrope de Hockett-Sherby et un écrouissage cinématique de type Prager avec une contribution non-linéaire de type Armstrong-Frederick. Chaque modèle est associé à trois critères de plasticité. Le critère de von Mises est un critère isotrope classiquement utilisé dans le domaine de la mécanique. Le second critère est le critère quadratique de Hill48. Le critère de Barlat91 constitue le troisième critère et est plutôt préconisé pour les alliages d'aluminium. Dans la seconde partie de ce chapitre, l'identification des paramètres relatifs à chaque modèle est réalisée. La base d'identification est composée des essais de traction uniaxiale et de cisaillement cyclique dans les différentes orientations étudiées. Les essais de cisaillement cyclique viennent compléter la base de données expérimentale. L'identification des différents modèles est réalisée avec le logiciel *SiDoLo*.

Le chapitre quatre est consacré à la modélisation numérique de l'emboutissage et à la prédiction du retour élastique avec le code de calcul *Abaqus*. L'étude de plusieurs paramètres numériques est tout d'abord abordée. Sur un essai de flexion pure, présenté au benchmark Numisheet en 2002, trois types d'éléments finis sont testés dans le contexte des petites déformations. Les éléments *C3D8* à huit points d'intégration et à intégration sélective réduite, les éléments *C3D8R* à un point d'intégration et à intégration réduite et les éléments *C3D8I* à intégration sélective réduite avec prise en compte de modes incompatibles, sont confrontés sur un essai de flexion cylindrique suivi du retour élastique. L'évolution numérique de la contrainte longitudinale en fonction de la position dans l'épaisseur est tracée dans le plan de symétrie de l'éprouvette et comparée à la solution théorique avant et après retour élastique. Les valeurs de variation de l'angle d'ouverture sont également comparées à la valeur théorique [Fukui et al., 1966]. Il ressort de cette étude que les éléments *C3D8* ont du mal à décrire l'état de contrainte de manière correcte, en raison de leur trop grande rigidité. Les *C3D8R*, bien que n'ayant qu'un point d'intégration dans l'élément, et les *C3D8I* représentent l'évolution de la contrainte avant et après retour élastique de manière très satisfaisante. En ce qui concerne la variation de l'angle d'ouverture de l'éprouvette, les prédictions numériques sont plutôt satisfaisantes quelque soit l'élément considéré, avec une erreur maximale d'environ 4% pour les *C3D8* et un écart minimum de 2% pour les *C3D8R*. L'influence du nombre d'éléments dans l'épaisseur de la tôle a également été testée. Il ressort que dans le contexte des petites déformations, 3 éléments seulement suffisent à décrire correctement le comportement du matériau dans son épaisseur pour les différents types d'éléments.

La seconde partie de ce chapitre est dédiée à la modélisation numérique du procédé d'emboutissage et de retour élastique en suivant la méthode de Demeri. Une étude des paramètres numériques a permis de déterminer que le type d'élément volumique adapté à notre étude est finalement le *C3D8I*. Une forme de maillage a pu également être privilégiée. La forme retenue prend en considération deux zones de maillage particulières. La première est une zone circulaire située au centre du flan, destinée à générer un maillage le plus régulier possible dans le reste de la tôle. La seconde zone correspond à l'anneau qui une fois le godet embouti, sera découpé. Enfin, la comparaison de deux modes de découpe a été réalisée. Le premier mode

de découpe utilise un maillage avec des zones prédéfinies, puis désactive les éléments destinés à être éliminés. La seconde méthode de découpe fait appel au code de calcul *DD3TRIM* et coupe le maillage mis en forme suivant des plans transversaux. Cette dernière méthode nécessite l'utilisation d'une passerelle entre les logiciels *DD3TRIM* et *Abaqus*. Les deux méthodes fournissent des résultats tout à fait comparables. Le choix du mode de découpe final s'est porté sur la méthode de désactivation de zones prédéfinies du maillage. Une fois tous ces paramètres fixés, l'influence des modèles de comportement sur le retour élastique a été abordée, pour les deux matériaux. Il ressort de cette étude que la loi de comportement n'a pas un impact prépondérant sur la modélisation du procédé d'emboutissage. Par contre, le choix du modèle a une importance particulière en ce qui concerne la prédiction du retour élastique. Ainsi, les modèles à écrouissage isotrope ont tendance à majorer les résultats obtenus avec des modèles à écrouissage mixte. De plus, pour chaque matériau, il apparaît que le critère de von Misès donne les meilleurs résultats en terme de retour élastique, et les critères de Hill48 et de Barlat91 donnent des résultats très proches. Une étude de l'évolution de la contrainte circonférentielle dans l'épaisseur du godet avant et après retour élastique, a permis de mettre en évidence la relation directe qui existe entre la contrainte et la valeur du retour élastique. Ainsi, plus le gradient de contrainte tangentielle entre les peaux intérieures et extérieures du mur est important, plus le retour élastique sera grand. Enfin, la prise en compte de l'évolution du module d'élasticité dans les calculs a été faite dans le cas de l'Al6016-DR130-T4, et montre que le retour élastique numérique diminue lorsque l'on prend ce phénomène en considération.

Le cinquième et dernier chapitre de cette thèse porte sur l'influence de la température sur le procédé d'emboutissage et sur le retour élastique. Cette étude est menée sur l'alliage Al5754-O. Des essais de traction uniaxiale pour différentes orientations par rapport à la DL ont été réalisés pour des températures variant de 25°C à 200°C. Ces essais montrent que le comportement du matériau reste stable en terme de contrainte/déformation jusqu'à une température de 100°C et qu'au-delà la valeur de la contrainte d'écoulement diminue avec l'augmentation de la température. Des essais d'emboutissage ont été réalisés pour toute la gamme de température. Il ressort de ces essais que l'augmentation de la température permet de diminuer de manière conséquente l'effort d'emboutissage et réduire de manière importante le retour élastique. Les essais de traction ont permis d'identifier les paramètres d'un écrouissage isotrope de type Hockett-Sherby. Le critère de plasticité associé est celui de von Misès. Un modèle avec un couplage thermomécanique est utilisé pour les simulations, et la modélisation du procédé d'emboutissage et la prédiction du retour élastique ont été réalisées. Les modélisations thermomécaniques rendent très bien compte du rôle joué par la température. Cependant, en terme de retour élastique, les résultats numériques sont relativement éloignés des valeurs expérimentales. L'étude de l'état de contrainte dans l'épaisseur du mur du godet montre que l'état de contrainte diminue de façon considérable au coeur du matériau lorsque l'on applique des températures suffisamment élevées.

Les travaux présentés dans ce mémoire laissent envisager plusieurs perspectives scientifiques intéressantes notamment sur la modélisation du comportement des matériaux, mais également sur l'étude de l'influence de la température, tant du point de vue expérimental que numérique.

Les nombreux essais de caractérisation réalisés ont révélé que les deux alliages d'aluminium utilisés dans cette étude ont un comportement anisotrope. De plus, les résultats des identifications des paramètres relatifs à chaque modèle montrent que sur des essais simples en traction et en cisaillement, les modèles décrivant le mieux le comportement des matériaux

sont les modèles à écrouissage mixte et critères anisotropes de Hill48 ou de Barlat91. Or, lors de la modélisation des essais de type Demeri, on s'aperçoit que le modèle utilisant le critère isotrope de von Misès donne les meilleurs résultats en terme de prédiction du retour élastique et donc en terme de prédiction de l'état de contrainte du matériau. Il pourrait être intéressant de compléter la base de données expérimentale de chaque matériau en réalisant des nouveaux essais, comme des essais d'expansion biaxiale, qui permettraient au final de mieux décrire l'anisotropie du matériau et de mieux définir les surfaces de charge relatives à chaque modèle.

L'étude de l'influence de la température a permis de mettre en évidence le lien étroit existant entre la température lors du procédé de mise en forme et l'état de contrainte résiduelle au sein du matériau. Afin de pouvoir développer des modèles de comportement thermomécaniques les plus complets possibles, il serait intéressant de modifier les dispositifs expérimentaux afin de pouvoir réaliser des essais de caractérisation complémentaires. La réalisation d'essais de cisaillement, par exemple, permettrait de mettre en évidence l'effet Bauschinger pour chaque température et d'enrichir ainsi la base de données pour l'identification de l'écrouissage cinématique. De même, la réalisation d'essais de traction cyclique, permettrait d'écrire une loi d'évolution du module d'élasticité apparent pour chaque température.

De plus, il serait intéressant, toujours d'un point de vue modélisation du comportement en température, de compléter les routines utilisateurs existantes, i.e. Hill48 et Barlat91, afin de créer des modèles thermomécaniques utilisant des critères de plasticité anisotropes.

Les différents essais en température ont été réalisés dans une enceinte thermique ne permettant de réaliser que des essais isothermes. Au vu des études menées sur l'évolution de l'emboutissabilité des matériaux [El-Morsy et al., 2002, Takuda et al., 2003], il peut s'avérer intéressant de développer un dispositif d'emboutissage instrumenté, qui permettrait de contrôler de manière plus rigoureuse l'évolution de la température au cours de l'essai et d'imposer des gradients de température dans l'épaisseur de la tôle.

Bibliographie

- [Agrawal et al., 2007] Agrawal, A., Reddy, N. V., et Dixit, P. (2007). Determination of optimum process parameters for wrinkle free products in deep drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 191 :51–54.
- [Alves de Sousa et al., 2007] Alves de Sousa, R., Yoon, J., Cardoso, R., Valente, R. F., et Gracio, J. (2007). On the use of a reduced enhanced solid-shell (RESS) element for sheet forming simulations †. *International Journal of Plasticity*, 23 :490–515.
- [Andersson et Holmberg, 2002] Andersson, A. et Holmberg, S. (2002). *Simulation and verification of different parameters effect on springback results*.
- [Armstrong et Frederick, 1966] Armstrong, P. J. et Frederick, C. O. (1966). CEBG report RD/B/N. page 731.
- [Asnafi, 2001] Asnafi, N. (2001). On springback of double-curved autobody panels. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43 :5–37.
- [Ayres, 1979] Ayres, R. (1979). Alloying aluminum with magnesium for ductility at warm temperatures (25 to 250°C). *Metallurgical Transactions*, 10A :849–854.
- [Azushima et al., 1992] Azushima, A., Yamamiya, M., et Kudo, H. (1992). Investigation of factors affecting the coefficient of friction and surface properties with a sheet drawing test. *CIRP Annals*, 41 :259–262.
- [Bahloul et al., 2006] Bahloul, R., Ben-Elechi, S., et Potiron, A. (2006). Optimisation of springback predicted by experimental and numerical approach by using response surface methodology. *Journal of Materials Processing Technology*, 173 :101–110.
- [Baird, 1973] Baird, J. (1973). Inhomogeneity of plastic deformation. *ASM Metal Park OH*, page 191.
- [Baptista et al., 2005] Baptista, A., Chaparro, B., Antunes, J., Rodrigues, D., et Menezes, L. (2005). Numerical and experimental study on the splitting ring test for springback prediction. *International Deep Drawing Research Group*, C/39/05.
- [Baptista et al., 2006] Baptista, A. J., Alves, J. L., Rodrigues, D. M., et Menezes, L. F. (2006). Trimming of 3D solid finite element meshes using parametric surfaces : Application to sheet metal forming. *Finite Elements in Analysis and Design*, 42 :1053–1060.
- [Baptista, 2006] Baptista, A. J. C. (2006). *Modelação Mecânica e Simulação Numérica do Processo de Estampagem Multi-Etapas – Aplicação ao processo de estampagem de chapas soldadas*. PhD thesis, Universidade de Coimbra.
- [Barlat et al., 1991] Barlat, F., Lege, D. J., et Brem, J. C. (1991). A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7 :693–712.
- [Bay et al., 2008] Bay, N., Olsson, D., et Andreasen, J. (2008). Lubricant test methods for sheet metal forming. *Tribology International*, 41 :844–853.

- [Bech et al., 1998] Bech, J., Bay, N., et Eriksen, M. (1998). A study of mechanisms of liquid lubrication in metal forming. *Annals of the CIRP*, 47 :221–226.
- [Bello et Walton, 1987] Bello, D. et Walton, S. (1987). Surface topography and lubrication in sheet-metal forming. *Tribology International*, 20 :59–65.
- [Bishop et Hill, 1951a] Bishop, J. et Hill, R. (1951a). A theoretical derivation of the plastic properties of a polycrystalline face-centered metal. *Philosophical Magazine*, 42 :1298.
- [Bishop et Hill, 1951b] Bishop, J. et Hill, R. (1951b). A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses. *Philosophical Magazine*, 42 :414.
- [Bjorkhaug et Welo, 2004] Bjorkhaug, L. et Welo, T. (2004). Local calibration of aluminum profiles in rotary stretch bending - anisotropy effects. In *Materials Processes and Design : Modeling, Simulation and Applications - NUMIFORM 2004*.
- [Brunet et al., 1998] Brunet, M., Mguil, S., et Morestin, F. (1998). Analytical and experimental studies of necking in sheet metal forming processes. *Journal of Materials Processing Technology*, 80-81 :40–46.
- [Cailletaud et Pilvin, 1988] Cailletaud, G. et Pilvin, P. (1988). Identification and inverse problems : a modular approach. *Material Parameter Estimation for Modern Constitutive Equations*, ASME, 43 :33–45.
- [Chaboche et Rousselier, 1983] Chaboche, M. et Rousselier, G. (1983). On the plastic and viscoplastic constitutive equations - part I : Rules developed with internal variable concept. *Transaction of ASME - Journal of Pressure Vessel Technology*, 105 :153–158.
- [Cheng et al., 2007] Cheng, H. S., Cao, J., et Xia, Z. C. (2007). An accelerated springback compensation method. *International Journal of Mechanical Sciences*, 49 :267–279.
- [Coër, 2009] Coër, J. (2009). Comportement élasto-plastique d'une tôle métallique à haute température. *Rapport de Stage. Master Recherche Sciences, Technologie, Santé – Université de Bretagne-Sud*.
- [Col, 2002] Col, A. (2002). Emboutissage des tôles. Aspect mécanique. *Techniques de l'Ingénieur, traité Matériaux métalliques*.
- [Cuddy et Leslie, 1972] Cuddy, L. J. et Leslie, W. C. (1972). Some aspects of serrated yielding in substitutional solid solutions of iron. *Acta Metallurgica*, 20 :1157–1167.
- [Dablij et Zeghloul, 1997] Dablij, M. et Zeghloul, A. (1997). Portevin-Le Chatelier plastic instabilities : characteristics of deformation bands. *Materials Science and Engineering*, A237 :1–5.
- [Demeri et al., 2000] Demeri, M. Y., Lou, M., et Saran, M. J. (2000). A benchmark test for springback simulation in sheet metal forming. *Society of Automotive Engineers, Inc.*, 01-2657.
- [Deng et Lovell, 2000] Deng, Z. et Lovell, M. R. (2000). Effects of lubrication and die radius on the friction behavior of Pb-coated sheet steels. *Wear*, 244 :41–51.
- [Doege et Elend, 2001] Doege, E. et Elend, L. E. (2001). Design and application of pliable blank holder systems for the optimization of process conditions in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 111 :182–187.
- [Dongjuan et al., 2007] Dongjuan, Z., Zhenshan, C., Xueyu, R., et Yuqiang, L. (2007). An analytical model for predicting springback and side wall curl of sheet after U-bending. *Computational Materials Science*, 38 :707–715.
- [Echempati et Dev, 2002] Echempati, R. et Dev, V. M. S. S. (2002). Spring back studies in aluminum alloys. *Society of Automotive Engineers, Inc.*, 01-1057.

- [El-Morsy et al., 2002] El-Morsy, A., Manabe, K., Kang, D. M., et Hwang, J. K. (2002). FE analysis on temperature and deformation of magnesium alloy sheet in warm deep-drawing process. *Numisheet 2002*, pages 171–176.
- [Esche et al., 2000] Esche, S. K., Ahmetoglu, M. A., Kinzel, G. L., et Altan, T. (2000). Numerical and experimental investigation of redrawing of sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 98 :17–24.
- [Fei et Hodgson, 2006] Fei, D. et Hodgson, P. (2006). Experimental and numerical studies of springback in air V-bending process for cold rolled TRIP steels. *Nuclear Engineering and Design*, 236 :1847–1851.
- [Felder, 1994] Felder, E. (1994). Tribologie de l'emboutissage. *Techniques de l'ingénieur*.
- [Finch et al., 1946] Finch, D., Wilson, S., et Dorn, J. (1946). Deep-drawing aluminum alloys at elevated temperatures. *ASM Transactions*, 36 :254–289.
- [Foecke et Gnaeupel-Herold, 2006] Foecke, T. et Gnaeupel-Herold, T. (2006). Robustness of the sheet metal springback cup test. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37 :3503–3510.
- [Forest et Pilvin, 1999] Forest, S. et Pilvin, P. (1999). Modelling finite deformation of polycrystals using local objective frames. *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 79 :199–202.
- [Fukui et al., 1966] Fukui, S., Yoshida, K., et Abe, K. (1966). Stretch expand forming. *Proc. International Deep-Drawing Research Group Conference*, 1-7.
- [Fuller et al., 2002] Fuller, C. B., Krause, A. R., Dunand, D. C., et Seidman, D. N. (2002). Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions. *Materials Science and Engineering*, A338 :8–16.
- [Garcia-Romeu et al., 2007] Garcia-Romeu, M., Ciurana, J., et Ferrer, I. (2007). Springback determination of sheet metals in an air bending process based on an experimental work. *Journal of Materials Processing Technology*, 191 :174–177.
- [Gardiner, 1957] Gardiner, F. J. (1957). The spring back of metals. *Transactions of the ASME*, pages 1–9.
- [Gau et Kinzel, 2001a] Gau, J. T. et Kinzel, G. L. (2001a). An experimental investigation of the influence of the Bauschinger effect on springback predictions. *Journal of Materials Processing Technology*, 108 :369–375.
- [Gau et Kinzel, 2001b] Gau, J. T. et Kinzel, G. L. (2001b). A new model for springback prediction in which the Bauschinger effect is considered. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43 :1813–1832.
- [Gehring et Saal, 2006] Gehring, A. et Saal, H. (2006). Mechanical properties of aluminium in structural sheeting. *Thin-Walled Structures*, 44 :1231–1239.
- [Gélin et al., 2005] Gélin, J. C., Thibaud, S., et Boudeau, N. (2005). Modelling and simulation of the influence of forming processes on the structural behavior of high strength steels. *Proc. Numisheet*, A.
- [Gmür, 2000] Gmür, T. (2000). *Méthode des éléments finis en mécanique des structures*.
- [Gnaeupel-Herold et al., 2004] Gnaeupel-Herold, T., Prask, H. J., Fields, R. J., Foecke, T. J., Xia, Z. C., et Lienert, U. (2004). A synchrotron study of residual stresses in a Al6022 deep drawn cup. *Materials Science and Engineering*, A366 :104–113.

- [Grèze et al., 2007] Grèze, R., Laurent, H., et Manach, P. Y. (2007). Springback study in aluminum alloys based on the Demeri benchmark test : influence of material model. *Proc. 10th ESAFORM Conference on Material Forming*.
- [Grèze et al., 2008] Grèze, R., Laurent, H., et Manach, P. Y. (2008). Experimental and numerical studies of springback in aluminum alloys based on a split-ring test. *Proc. Numisheet*.
- [Guillon et al., 2001] Guillon, O., Roizard, X., et Belliard, P. (2001). Experimental methodology to study tribological aspects of deep drawing application to aluminium alloy sheets and tool coatings. *Tribology International*, 34 :757–766.
- [Gunnarsson et al., 1998] Gunnarsson, L., Asnafi, N., et Schedin, E. (1998). In-process control of blank holder force in axi-symmetric deep drawing with degressive gas springs. *Journal of Materials Processing Technology*, 73 :89–96.
- [Guo et al., 2002] Guo, Y. Q., Gati, W., Naceur, H., et Batoz, J. L. (2002). An efficient DKT rotation free shell element for springback simulation in sheet metal forming. *Computers & Structures*, 80 :2299–2312.
- [Harpell et al., 2000] Harpell, E. T., Worswick, M. J., Finn, M., Jain, M., et Martin, P. (2000). Numerical prediction of the limiting draw ratio for aluminum alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 100 :131–141.
- [Hershey, 1954] Hershey, A. V. (1954). The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centered cubic crystals. *Journal of Applied Mechanics – Transactions of the ASME*, 21 :241.
- [Hessenberg, 1954] Hessenberg, W. C. F. (1954). A simple account of Prof. Swift work on deep drawing. *British Iron and Steel Research Association report*.
- [Hibbit et al., 2005] Hibbit, Karlson, et Inc., S. (2005). Abaqus, theory manual - version 6.8.
- [Hill, 1948] Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proc. Royal Soc. London*, A193 :281.
- [Hino et al., 2003] Hino, R., Goto, Y., et Yoshida, F. (2003). Springback of sheet metal laminates in draw-bending. *Journal of Materials Processing Technology*, 139 :341–347.
- [Hosford, 1972] Hosford, W. F. (1972). A generalized isotropic yield criterion. *Journal of Applied Mechanics – Transactions of the ASME*, E39 :607.
- [Hsu et al., 2002] Hsu, C. W., Ulsoy, A. G., et Demeri, M. Y. (2002). Development of process control in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 127 :361–368.
- [Hu et Du, 1999] Hu, Y. et Du, C. (1999). Quasi static finite element algorithms for sheet metal stamping springback simulation. In Gelin, J. et Picart, P., editors, *Proceedings of NUMISHEET'99*, pages 71–6.
- [Jain et al., 1998] Jain, M., Allin, J., et Bull, M. J. (1998). Deep drawing characteristics of automotive aluminum alloys. *Materials Science and Engineering*, 256 :69–82.
- [Jiang et Kurath, 1997] Jiang, Y. et Kurath, P. (1997). Characteristics of the Armstrong-Frederick type plasticity models. *International Journal of Plasticity*, 13 :743–763.
- [Kang et al., 2006] Kang, J., Wilkinson, D., Jain, M., Embury, J., Beaudoin, A., Kim, S., Mishra, R., et Sachdev, A. (2006). On the sequence of inhomogeneous deformation processes occurring during tensile deformation of strip cast AA5754. *Acta Materialia*, 54 :209–218.
- [Kasuga et Yamaguchi, 1968] Kasuga, Y. et Yamaguchi, K. (1968). Friction and lubrication in the deformation processing of metals (two reports). *Bulletin of the JSME*, 11 :344–364.

- [Kim et Koc, 2008] Kim, H. S. et Koc, M. (2008). Numerical investigations on springback characteristics of aluminum sheet metal alloys in warm forming conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 204 :370–383.
- [Kim et al., 2006] Kim, H. S., Koc, M., Ni, J., et Ghosh, A. (2006). Finite element modeling and analysis of warm forming of aluminum alloys - validation through comparisons with experiments and determination of a failure criterion. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 128 :613–621.
- [Kudo et al., 1982] Kudo, H., Tsubouchi, M., Takada, H., et Okamura, K. (1982). An investigation into plasto-hydrodynamic lubrication with a cold sheet drawing test. *CIRP Annals*, 31 :175–180.
- [Kwak et al., 2002] Kwak, D., Cheon, J., et Im, Y. (2002). Remeshing for metal forming simulations - part I : Two-dimensional quadrilateral remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 53 :2463–2500.
- [Lang et al., 2009] Lang, L., Li, T., An, D., Chi, C., Nielsen, K. B., , et Danckert, J. (2009). Investigation into hydromechanical deep drawing of aluminum alloy - Complicated components in aircraft manufacturing. *Materials Science and Engineering : A*, 499 :320–324.
- [Lange, 2007] Lange, C. (2007). Sertissage à plat pour la carrosserie automobile : procédé. *Techniques de l'ingénieur*.
- [Laurent et al., 2009a] Laurent, H., Grèze, R., Manach, P., et Thuillier, S. (2009a). Influence of constitutive model in springback prediction using the split-ring test. *International Journal of Mechanical Sciences*, pages 233–245.
- [Laurent et al., 2009b] Laurent, H., Grèze, R., Oliveira, M., Menezes, L., Manach, P., et Alves, J. (2009b). Numerical study of the springback using the split-ring test for an aluminum alloy. *soumis à Finite Elements in Analysis and Design*.
- [Lee et al., 1996] Lee, J., Kinzel, G., et Wagoner, R. (1996). *NUMISHEET'96*.
- [Lee et al., 2005a] Lee, M. G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M. L., et Chung, K. (2005a). Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions, part III : applications. *International Journal of Plasticity*, 21 :915–953.
- [Lee et al., 2005b] Lee, M. G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M. L., Wagoner, R. H., et Chung, K. (2005b). Spring-back evaluation of automotive sheets based on combined isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions. *International Journal of Plasticity*, pages 391–393.
- [Lee et al., 2005c] Lee, M. G., Kim, D., Kim, C., Wenner, M. L., Wagoner, R. H., et Chung, K. (2005c). Spring-back evaluation of automotive sheets based on isotropic-kinematic hardening laws and non-quadratic anisotropic yield functions : Part II : characterization of material properties. *International Journal of Plasticity*, 21 :883–914.
- [Lee et Yang, 1998] Lee, S. et Yang, D. (1998). An assessment of numerical parameters influencing springback in explicit finite element analysis of sheet metal forming process. *Journal of Materials Processing Technology*, 80-81 :60–67.
- [Lemaitre et Chaboche, 2004] Lemaitre, J. et Chaboche, J. L. (2004). *Mécanique des matériaux solides*. Sciences sup, 2nd edition.
- [Li et Ghosh, 2003] Li, D. et Ghosh, A. (2003). Tensile deformation behavior of aluminum alloys at warm forming temperatures. *Materials Science and Engineering, A* 352 :279–286.

- [Li et al., 2002] Li, K., Carden, W., et Wagoner, R. (2002). Simulation of springback. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44 :103–122.
- [Li et al., 1999] Li, K., Geng, L., et Wagoner, R. (1999). Simulation of springback : choice of element. In M., G., editor, *Advanced Technology of Plasticity, vol. III*, volume 3. Springer.
- [Littlewood et Wallace, 1964] Littlewood, M. et Wallace, J. (1964). The effect of surface finish and lubrication on the friction variation involved in the sheet-metal-forming process. *Sheet Metal Ind.*, 41 :925–930.
- [Mahbadi et Eslami, 2006] Mahbadi, H. et Eslami, M. (2006). Cyclic loading of thick vessels based on the Prager and Armstrong-Frederick kinematic hardening models. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 83 :409–419.
- [Makinouchi et al., 1993] Makinouchi, A., Nakamachi, E., Onate, E., et Wagoner, R. (1993). *NUMISHEET'93*.
- [Manabe et al., 2002] Manabe, K., Koyama, H., Yoshihara, S., et Yagami, T. (2002). Development of a combination punch speed and blank-holder fuzzy control system for the deep-drawing process. *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126 :440–445.
- [Manach et al., 2008] Manach, P., Grèze, R., Laurent, H., Thuillier, S., et Menezes, L. (2008). Influence of the temperature on residual stresses and springback effect in an aluminium alloy. *Proc. Conference on Advances in Materials and Processing Technologies*.
- [Manach et al., 2002] Manach, P., Thuillier, S., Menezes, L., et Bouvier, S. (2002). Experimental and numerical investigation of springback, influence of the work hardening model. *Proc. Numisheet*.
- [Manach, 2004] Manach, P.-Y. (2004). Lois de comportement et mise en forme des matériaux métalliques. *Mémoire d'Habilitation à Diriger des Recherches*.
- [Marciniak et Duncan, 1991] Marciniak, Z. et Duncan, J. (1991). *Mechanics of sheet metal forming*. Edward Arnold.
- [McCormick et al., 1993] McCormick, P., Venkadesan, S., et Ling, C. (1993). Propagative instabilities : an experimental view. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 29 :1159–1164.
- [Miller et al., 2000] Miller, W. S., Zhuang, L., Bottema, J., Wittebrood, A. J., Smet, P. D., Haszler, A., et Vieregge, A. (2000). Recent development in aluminium alloys for the automotive industry. *Materials Science and Engineering*, 280 :37–49.
- [Moon et al., 2003] Moon, Y. H., Kang, S. S., Cho, J. R., et Kim, T. G. (2003). Effect of tool temperature on the reduction of the springback of aluminum sheets. *Journal of Materials Processing Technology*, 132 :365–368.
- [Mora, 2004] Mora, V. (2004). *Etude de l'intégration temporelle du tenseur taux de déformation. Application à la modélisation de l'elastoplasticité en grandes transformations*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, Lorient, France.
- [Mróz, 1967] Mróz, Z. (1967). On the description of anisotropic work hardening. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 15 :163–75.
- [Naceur et al., 2008] Naceur, H., Ben-Elechi, S., Batoz, J., et Knopf-Lenoir, C. (2008). Response surface methodology for the rapid design of aluminum sheet metal forming parameters. *Materials & Design*, 29 :781–790.
- [Naka et Yoshida, 1999] Naka, T. et Yoshida, F. (1999). Deep drawability of type 5083 aluminium-magnesium alloy sheet under various conditions of temperature and forming speed. *Journal of Materials Processing Technology*, 89-90 :19–23.

- [Oliveira et al., 2006] Oliveira, D. A., Worswick, M. J., Grantab, R., Williams, B. W., et Mayer, R. (2006). Effect of forming process variables on the crashworthiness of aluminum alloy tubes. *International Journal of Impact Engineering*, 32 :826–846.
- [Palumbo et Tricarico, 2007] Palumbo, G. et Tricarico, L. (2007). Numerical and experimental investigations on the warm deep drawing process of circular aluminum alloy specimens. *Journal of Materials Processing Technology*, 184 :115–123.
- [Panthi et al., 2007] Panthi, S., Ramakrishnan, N., Pathak, K., et Chouhan, J. (2007). An analysis of springback in sheet metal bending using finite element method (FEM). *Journal of Materials Processing Technology*, 186 :120–124.
- [Parente et al., 2006] Parente, M., Valente, R. F., Jorge, R. N., Cardoso, R., et de Sousa, R. A. (2006). Sheet metal forming simulation using EAS solid-shell finite elements. *Finite Elements in Analysis and Design*, 42 :1137–1149.
- [Parlement Européen, 2000] Parlement Européen, C. d. l. E. (2000). Directive 2000/53/CE du Parlement Européen et du Conseil du 18 septembre 2000 relative aux véhicules hors d’usage.
- [Parsa et Yamguchi, 1997] Parsa, M. H. et Yamguchi, K. (1997). Consideration of direct and reverse redrawing of copper sheet by rigid-plastic finite element. *Journal of Materials Processing Technology*, 63 :661–665.
- [Pearce, 1990] Pearce, R. (1990). *Sheet Metal Forming*. John Wood.
- [Pilvin, 1990] Pilvin, P. (1990). *Approches multiéchelles pour la prévision du comportement anélastique des métaux*. PhD thesis, Université Paris 6, Paris, France.
- [Rauch et G’Sell, 1989] Rauch, E. F. et G’Sell, C. (1989). Flow localization induced by a change in strain path in mild steel. *Materials Science and Engineering A*, 111 :71–80.
- [Samuel, 2000] Samuel, M. (2000). Experimental and numerical prediction of springback and side wall curl in U-bendings of anisotropic sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 105 :382–393.
- [Sarkar et al., 2001] Sarkar, J., Kutty, T., Conlon, K., Wilkinson, D., Embury, J., et Lloyd, D. (2001). Tensile and bending properties of AA5754 aluminum alloys. *Materials Science and Engineering*, A316 :52–59.
- [Schmoeckel, 1994] Schmoeckel, D. (1994). Temperaturgeführte Prozesssteuerung beim Umformen von Aluminiumblechen. *EFB - Forschungsbericht*, 55.
- [Schmoeckel et al., 1995a] Schmoeckel, D., Lieber, B., et Speck, F. (1995a). Temperaturgeführter Stofffluss beim tiefziehen von Al-Blech – Grundlagen und Modellversuche. *Bänder Bleche Rohre*, 36 :14–21.
- [Schmoeckel et al., 1995b] Schmoeckel, D., Lieber, B., et Speck, F. (1995b). Temperaturgeführter Stofffluss beim tiefziehen von Al-Blech – Realversuche. *Bänder Bleche Rohre*, 36 :24–27.
- [Severo et al., 2009] Severo, V., Vilhena, L., Silva, P., Dias, J., Becker, D., Wagner, S., et Cavaleiro, A. (2009). Tribological behaviour of W-Ti-N coatings in semi-industrial strip-drawing tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 209 :4662–4667.
- [Sharma et Rout, 2009] Sharma, A. K. et Rout, D. K. (2009). Finite element analysis of sheet hydromechanical forming of circular cup. *Journal of materials processing technology*, 209 :1445–1453.
- [Shehata et al., 1978] Shehata, F., Painter, M., et Pearce, R. (1978). Warm forming of aluminum/magnesium alloy sheet. *Journal Mechanical Working Technology*, 2 :279–286.

- [Simo et Armero, 1992] Simo, J. et Armero, F. (1992). Geometrically nonlinear enhanced strain mixed methods and the method of incompatible modes. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 33 :1413–1149.
- [Smerd et al., 2005] Smerd, R., Winkler, S., Salisbury, C., Worswick, M., Lloyd, D., et Finn, M. (2005). High strain rate tensile testing of automotive aluminum alloy sheet. *International Journal of Impact Engineering*, 32 :541–560.
- [Spencer et al., 2002] Spencer, K., Corbin, S., et Lloyd, D. (2002). Notch fracture behaviour of 5754 automotive aluminium alloys. *Materials Science and Engineering*, A332 :81–90.
- [Takuda et al., 2003] Takuda, H., Mori, K., Masachika, T., Yamazaki, E., et Watanabe, Y. (2003). Finite element analysis of the formability of an austenitic stainless steel sheet in warm deep drawing. *Journal of Materials Processing Technology*, 143-144 :242–248.
- [Tebbe et Kridli, 2004] Tebbe, P. et Kridli, G. (2004). Warm forming of aluminum alloys : an overview and future directions. *International Journal of Materials and Product Technology*, 21 :24–40.
- [Tekaslan et al., 2006] Tekaslan, Ö., Sekerb, U., et Özdemir, A. (2006). Determining springback amount of steel sheet metal has 0.5 mm thickness in bending dies. *Materials and Design*, 27 :251–258.
- [Tekiner, 2004] Tekiner, Z. (2004). An experimental study on the examination of springback of sheet metals with several thicknesses and properties in bending dies. *Journal of Materials Processing Technology*, 145 :109–117.
- [Thiruvarduchelvan et Travis, 1997] Thiruvarduchelvan, S. et Travis, F. W. (1997). An exploration of the hydraulic-pressure assisted redrawing of cups. *Journal of Materials Processing Technology*, 72 :117–123.
- [Thuillier et Manach, 2009] Thuillier, S. et Manach, P. (2009). Comparison of the work-hardening of metallic sheets using tensile and shear strain paths. *International Journal of Plasticity*, 25 :733–751.
- [Thuillier et al., 2002] Thuillier, S., Manach, P.-Y., Menezes, L. F., et Oliveira, M. C. (2002). Experimental and numerical study of reverse re-drawing of anisotropic sheet metals. *Journal of Materials Processing Technology*, 125-126 :764–771.
- [Tikhovskiy et al., 2007] Tikhovskiy, I., Raabe, D., et Roters, F. (2007). Simulation of earing during deep drawing of an Al-3% Mg alloy (AA5754) using a texture component crystal plasticity FEM. *Journal of Materials Processing Technology*, 183 :169–175.
- [Toros et al., 2008] Toros, S., Ozturk, F., et Kacar, I. (2008). Review of warm forming of aluminum-magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 207 :1–12.
- [van den Boogaard, 2002] van den Boogaard, A. H. (2002). *Thermally Enhanced Forming of Aluminium Sheet - Modelling and Experiments*. PhD thesis, Universiteit Twente.
- [van den Boogaard et Huétink, 2006] van den Boogaard, A. H. et Huétink, J. (2006). Simulation of aluminium sheet forming at elevated temperatures. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 195 :6691–6709.
- [Wagoner et Li, 2007] Wagoner, R. et Li, M. (2007). Simulation of springback :through-thickness integration. *International Journal of Plasticity*, 23 :345–360.
- [Wallace, 1962] Wallace, J. (1962). Speed, lubrication and surface finish in deep drawing and stretch forming. *Colloque international - Tôles minces*.

- [Wang et al., 2006] Wang, J., Levkovitch, V., et Svendsen, B. (2006). Modeling and simulation of directional hardening in metals during non-proportional loading. *Journal of Materials Processing Technology*, 177 :430–432.
- [Wang et al., 2005] Wang, J., Wagoner, R., Matlock, D., et Barlat, F. (2005). Anticlastic curvature in draw-bend springback. *International Journal of Solids and Structures*, 42 :1287–1307.
- [Willis, 1957] Willis, J. (1957). Deep drawing. a review of Swift's work.
- [Xia et al., 2004] Xia, C., Miller, C., et Ren, F. (2004). Springback behavior of AA6111-T4 with split-ring test. *Materials Processing and Design*, pages 934–939.
- [Xu et al., 2004] Xu, W., Ma, C., Li, C., et Feng, W. (2004). Sensitive factors in springback simulation for sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 151 :217–222.
- [Yagami et al., 2007] Yagami, T., Manabe, K., et Yamauchi, Y. (2007). Effect of alternating blank holder motion of drawing and wrinkle elimination on deep-drawability. *Journal of Materials Processing Technology*, 187-188 :187–191.
- [Yagami et al., 2004] Yagami, T., Manabe, K., Yang, M., et Koyama, H. (2004). Intelligent sheet stamping process using segment blankholder modules. *Journal of Materials Processing Technology*, 155-156 :2099–2105.
- [Yamamura et al., 2002] Yamamura, N., Kuwabara, T., et Makinouchi, A. (2002). Springback simulations for stretch-bending and draw- bending processes using the static explicit fem code, with an algorithm for canceling non-equilibrated forces. In *Proceedings of Numisheet'02*.
- [Yoon et al., 2002] Yoon, J.-W., Pourboghrat, F., Chung, K., et Yang, D.-Y. (2002). Springback prediction for sheet metal forming process using a 3D hybrid membrane/shell method. *International Journal of Mechanical Sciences*, 44 :2133–2153.
- [Yoshihara et al., 2005] Yoshihara, S., Manabe, K., et Nishimura, H. (2005). Effect of blank holder force control in deep-drawing process of magnesium alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 170 :579–585.
- [Zhang et al., 2000] Zhang, S. H., Jensen, M. R., Danckert, J., Nielsen, K. B., Kang, D. C., et Lang, L. H. (2000). Analysis of the hydromechanical deep drawing of cylindrical cups. *Journal of Materials Processing Technology*, 103 :367–373.

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET NUMÉRIQUE DU RETOUR ÉLASTIQUE DES ALLIAGES D'ALUMINIUM APRÈS EMBOUTISSAGE

Renaud Grèze – Université de Bretagne-Sud – LIMatB, rue de Saint-Maudé, BP 92116, 56321 Lorient Cedex

Cette étude, réalisée dans le cadre d'une thèse cofinancée par la région Bretagne et l'Union Européenne, a pour objectif l'étude expérimentale et numérique du retour élastique après emboutissage. Ce phénomène, préjudiciable aux procédés de mise en forme dans le contexte industriel, modifie la forme finale des pièces fabriquées. Le retour élastique est issu des contraintes résiduelles, générées lors de la mise en forme, qui se relaxent lors du retrait des outils et des différentes étapes de découpe. L'étude porte sur deux alliages d'aluminium : Al5754-O et Al6016-DR130-T4. Leur caractérisation mécanique est réalisée à partir d'essais de traction et de cisaillement monotone et cyclique, afin de mesurer l'effet Bauschinger. La détermination des paramètres matériaux de lois de comportement élastoviscoplastiques à écrouissage isotrope et mixte, associés à des critères de plasticité isotrope ou anisotrope, a été réalisée.

Des essais d'emboutissage de godets cylindriques ont été effectués à température ambiante pour les deux matériaux. Le retour élastique est mis en évidence après découpe d'un anneau dans le mur d'un godet, puis ouverture de celui-ci. Différents paramètres expérimentaux comme l'effort de serre-flan et la vitesse d'avance du poinçon ont été étudiés dans le cas de l'alliage d'aluminium Al6016. Ces essais ont permis de constituer une base de données expérimentale conséquente pour les deux matériaux. La modélisation du procédé d'emboutissage a été réalisée avec le code de calcul par éléments finis *Abaqus*, ainsi que la prédiction du retour élastique. Plusieurs paramètres numériques comme le type d'éléments finis, la forme du maillage ou le procédé de découpe numérique, ont été étudiés. Cela a permis d'établir une configuration numérique de référence pour tester l'influence de la loi de comportement sur la modélisation du procédé d'emboutissage et la prédiction du retour élastique.

Un dernier aspect envisagé dans notre étude concerne l'influence de la température sur le procédé de mise en forme et le retour élastique. La température joue un rôle important lors des différentes phases de mise en forme, générant une importante diminution des efforts mis en jeu et également du retour élastique. L'étude porte sur l'alliage d'aluminium Al5754 et sur une gamme de température comprise entre 25°C et 200°C. La modélisation des effets de la température est réalisée en utilisant un modèle de comportement élastoviscoplastique à écrouissage isotrope prenant en compte la température et couplé à un critère de plasticité isotrope.

Mots clés : alliages d'aluminium, emboutissage, retour élastique, température, loi de comportement, simulation numérique, éléments finis.

EXPERIMENTAL AND NUMERICAL STUDY OF SPRINGBACK OF ALUMINIUM ALLOYS AFTER DRAWING

Renaud Grèze – Université de Bretagne-Sud – LIMatB, rue de Saint-Maudé, BP 92116,
56321 Lorient Cedex, France

This thesis deals with the experimental and numerical evaluation of springback after deep drawing. This study has been performed with the financial support of the Région Bretagne and the European Community. Springback is one of the main detrimental factors affecting the dimensional quality of stamped parts in automotive industry. Its origin lies in the relaxing of residual stresses induced by the forming and in the elastic recovery of materials after the removal of tools and cutting steps. The materials studied are made of AA5754-O and AA6016-DR130-T4 aluminium alloys. Mechanical characterizations have been performed through uniaxial tensile and shear tests. Cyclic shear tests were used to evaluate the Bauschinger effect. Elastic-viscoplastic models using isotropic or mixed hardening, coupled to isotropic or anisotropic yield criteria, were identified.

Stamping at room temperature of cylinder cups has been performed using both materials. A ring is cut from the wall of a drawn cup. Residual stresses induced in part during manufacturing are then allowed to relax by the ring splitting and create the opening of the ring. The influence on springback of both the blankholder force and the drawing speed has been tested for the AA6016 aluminium alloy. An important experimental data base has been realized for each material. The whole deep drawing process of a semi-blank and numerical splitting of the ring is performed using *Abaqus* code. Numerical parameters such as the finite element type, the mesh shape and the numerical cutting of the ring, were tested out. With these fixed parameters, the influence of the constitutive law on both the drawing process and the springback prediction is studied.

Finally, the influence of the temperature on the stamping process over springback is measured from room temperature to 200°C, for the AA5754 aluminium alloy. The temperature has a significant impact on the process parameters, producing an important decrease of both drawing forces and springback. The effects of temperature have been modelled through an elastic-viscoplastic model taking into account the temperature, using an isotropic hardening and the von Mises yield criterion.

Keywords : aluminium alloys, drawing, springback, forming at elevated temperature, constitutive model, numerical simulation, finite element method.