

UNIVERSITÉ DE SHERBROOKE
Faculté de génie
Département de génie mécanique

MODÉLISATION NUMÉRIQUE DE LA FORMABILITÉ DES
ALLIAGES D'ALUMINIUM AA5052 ET AA5083

Mémoire de maîtrise
Spécialité : Génie mécanique

Francis CORRIVEAU

Sherbrooke (Québec) Canada

12/2018

Membre du Jury

Alain DESROCHERS : Directeur

Ahmed MASLOUHI : Codirecteur

Gilbert LEFRANÇOIS : Évaluateur

Elijah VAN HOUTEN : Rapporteur

Sommaire

Le présent travail académique est réalisé dans le cadre d'un projet de recherche ayant comme partenaire le Centre de Technologies Avancées BRP-Université de Sherbrooke (CTA), l'université Laval (UL) et l'université de Sherbrooke (UdeS) elle-même. L'objectif principal de ce projet est de concevoir un châssis de véhicule récréatif en alliage d'aluminium optimisé afin d'en réduire le poids, le nombre de pièces et le coût tout en offrant de bonnes performances dynamiques en matière de comportement sur la route et une bonne fiabilité. Le sujet du présent ouvrage s'inscrit donc dans ce projet de grande envergure et consiste à développer des outils de modélisation numérique permettant de faciliter la conception et l'optimisation de composants structuraux en tôles minces d'aluminium.

Pour ce faire, il est question d'évaluer la formabilité des alliages AA5052 et AA5083 et de simuler leur comportement mécanique à l'aide d'outils de simulation numérique. En effet, lors de la conception d'une pièce en tôle mince formée par emboutissage, il est très pertinent de connaître les états limites de l'alliage en question. Ceci permet en fait d'évaluer la faisabilité de la pièce en question.

Afin d'atteindre ces objectifs, plusieurs essais mécaniques comme l'essai de traction ainsi que l'essai de compression plane ont été effectués afin d'évaluer les propriétés mécaniques des alliages choisis sous des chargements monotones. De plus, les états limites des alliages en matière de déformation ont été déterminés à l'aide de l'essai de Nakazima, ce qui a permis d'obtenir les courbes limites de formabilité de ces alliages.

Ces données ont ensuite permis l'établissement de modèles numériques permettant de simuler le comportement des alliages d'aluminium à l'étude lors d'un procédé de formage. Afin d'obtenir un modèle se collant le plus possible à la réalité, l'influence du choix de la loi d'écoulement et l'influence du critère de plasticité ont été étudiées.

Mots clés : Aluminium, formabilité, simulation numérique, emboutissage, essai de Nakazima

Remerciements

Je tiens à remercier tout d'abord mes directeurs de recherche Alain Desrochers et Ahmed Maslouhi pour m'avoir confié cette thématique de recherche, pour leur encadrement et pour les précieux conseils tout au long de ces deux années. Leur expertise scientifique ainsi que le soutien reçu m'ont permis de mener le projet à terme.

Je remercie également Gilbert Lefrançois pour sa contribution importante au sein du projet de recherche. Son expérience ainsi que ses conseils m'ont permis de m'améliorer d'un point de vue professionnel. Gilbert a également été un atout incontournable en ce qui concerne la logistique du projet.

Je remercie Maxime Turcotte et Francis Lambert pour l'aide apportée dans le cadre de la partie numérique du projet ainsi que pour m'avoir donné la chance de réaliser certains mandats de modélisation numérique. Ceci m'a offert la possibilité d'élever mon niveau d'expertise en matière d'analyse par éléments finis.

Je remercie Mohamad Idriss pour le support apporté pendant la deuxième partie du projet. Son expérience en recherche ainsi que ses connaissances m'ont permis d'apprendre beaucoup et d'avancer le projet plus rapidement.

Finalement, je remercie toute l'équipe du CTA pour l'aide apportée dans le cadre de ce projet de maîtrise.

Table des matières

Sommaire	i
Remerciements.....	iii
Liste des figures	vii
Liste des tableaux.....	x
Liste des symboles	xi
Chapitre 1 : Introduction.....	1
1.1. Mise en contexte	1
1.2. Problématique et définition de projet.....	3
1.3. Objectifs.....	4
1.4. Contenu du document	5
Chapitre 2 : État de l’art.....	7
2.1. Alliages d’aluminium et procédé de mise en forme.....	8
2.1.1. Propriété et utilisation de l’aluminium.....	8
2.1.2. Procédés de mise en forme.....	10
2.2. Comportement mécanique des tôles minces	14
2.2.1. Diagramme de formabilité	14
2.2.2. Lois d’écrouissage.....	15
2.2.3. Anisotropie des matériaux métalliques	17
2.2.4. Critère de plasticité	19
2.2.5. Instabilités des déformations plastiques.....	27
2.3. Méthodes de caractérisation expérimentales.....	29
2.3.1. Caractérisation de l’écoulement des contraintes	29
2.3.2. Caractérisation de la formabilité	33
2.3.3. Choix des technologies pour l’évaluation des courbes CLF	37
2.3.4. Revue de littérature des diagrammes de formabilité des alliages	38
2.4. Outils de prédiction analytique et numérique de la formabilité.....	41
2.4.1. Modèle de prédiction des courbes CLF analytiques	42
2.4.2. Critères de striction permettant la prédiction des courbes CLF	48
Chapitre 3 : Caractérisation expérimentale des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O.....	53
3.1. Essai de traction uniaxiale.....	53
3.1.1. Description des alliages AA5052 et AA5083	53
3.1.2. Description des échantillons utilisés	54
3.1.3. Description du montage utilisé pour les essais de traction.....	55

3.1.4.	Calculs des variables de l'essai	56
3.1.5.	Plan expérimental de l'essai de traction.....	56
3.1.6.	Résultats des essais de traction uniaxiale.....	57
3.2.	Essais de compression plane	69
3.2.1.	Montage de l'essai de compression plane.....	69
3.2.2.	Description des échantillons des essais de compression.....	71
3.2.3.	Plan expérimental de l'essai de compression plane	71
3.2.4.	Traitement des données de l'essai de compression plane	72
3.2.5.	Calcul des contraintes pour l'essai de compression plane	76
3.2.6.	Résultats des essais de compression plane.....	77
3.3.	Récapitulatif des faits saillants de la caractérisation des alliages	84
Chapitre 4 : Évaluation des états limites des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O.....		85
4.1.	Montage utilisé pour la réalisation de l'essai de Nakazima	85
4.2.	Échantillons utilisés pour les essais de Nakazima	87
4.3.	Technique de prise de mesure pour les essais de Nakazima	88
4.4.	Plan expérimental de l'essai de Nakazima.....	90
4.5.	Résultats expérimentaux de l'essai de Nakazima	91
4.6.	Comparaison des résultats expérimentaux aux modèles analytiques.....	93
4.7.	Résumé du chapitre 4.....	96
Chapitre 5 : Modélisation numérique de l'essai de Nakazima.....		97
5.1.	Présentation du modèle numérique	97
5.1.1.	Présentation globale du modèle numérique	97
5.1.2.	Choix de conception du modèle numérique.....	99
5.2.	Résultats de l'essai de Nakazima numérique.....	106
5.2.1.	Diagramme de formabilité obtenu par le critère de bifurcation.....	107
5.2.2.	Diagramme de formabilité obtenu par le critère de la dérivée de 2 ^e ordre.....	109
5.2.3.	Comparaison des points limites expérimentaux et numériques	111
5.3.	Faits saillants du chapitre 5	114
Conclusion		115
Perspectives.....		117
Bibliographie.....		119

Liste des figures

Figure 1 : Châssis en aluminium de la Jaguar XK	1
Figure 2 : Types d'hydroformage	11
Figure 3 : Exemple d'un diagramme de formabilité	15
Figure 4 : Illustration des deux types d'écroutissage	16
Figure 5 : Décalage des chemins de déformation en fonction du coefficient d'anisotropie	19
Figure 6 : Exemple d'un critère de plasticité en déformation plane	20
Figure 7 : Représentation schématique du plateau de Piobert-Lüders	28
Figure 8 : Oscillations occasionnées par l'effet Portevin-Le Chatelier	28
Figure 9 : Échantillon en forme de croix	31
Figure 10 : Principe de l'essai de compression plane	32
Figure 11 : Exemple d'outillage pour l'essai de cisaillement	33
Figure 12 : Échantillons typiques pour différents chemins de déformation	34
Figure 13 : Poinçons utilisés (à gauche Nakazima, à droite Marciniak).....	35
Figure 14 : Type de rupture rencontré pendant l'essai de Marciniak.....	35
Figure 15 : Échantillons typiques pour les essais de traction simple	36
Figure 16 : Schéma de l'essai d'emboutissage hydraulique	37
Figure 17 : Diagrammes de formabilité du AA5052-O	39
Figure 18 : Diagramme de formabilité du AA5083-O.....	40
Figure 19 : Diagramme de formabilité du AA5083-H111	41
Figure 20 : Quatre points choisis pour le modèle Abspoel-Scholting.....	48
Figure 21 : Illustration du critère de la déformation plastique équivalente	49
Figure 22 : Illustration du critère de la dérivée de 2 ^e ordre.....	50
Figure 23 : Illustration du critère de la transition du chemin de déformation.....	51
Figure 24 : Illustration du critère de bifurcation	52
Figure 25 : Dimensions des échantillons pour les essais de traction	54
Figure 26 : Orientations des divers échantillons	55
Figure 27 : Disposition des extensomètres pour les essais de traction simple	55
Figure 28 : Courbe contrainte — déformation de l'alliage AA5052-H36	58
Figure 29 : Courbes contraintes - déformation de l'alliage AA5052-O.....	58
Figure 30 : Courbes contraintes — déformations de l'alliage 5083-O	58
Figure 31 : Modification apportée à la courbe d'écroutissage	61
Figure 32 : Comparaison des lois d'écroutissage pour l'alliage AA5052-H36 à 0°	62
Figure 33 : Comparaison des lois d'écroutissage pour l'alliage AA5052-O à 45°	63
Figure 34 : Comparaison des lois d'écroutissage pour l'alliage AA5083-O à 45°	64

Figure 35 : Schéma de l'utilisation de la courbe d'érouissage Swift-Voce	66
Figure 36 : Coefficient d'anisotropie en fonction de la déformation plastique du AA5052-O à 45° ...	67
Figure 37 : Exemple graphique de la deuxième méthode	68
Figure 38 : Outillage utilisé pour les essais de compression plane.....	70
Figure 39 : Mâchoires de l'outillage.....	70
Figure 40 : Localisation spatiale des dimensions des échantillons de compression plane.....	71
Figure 41 : Courbes déplacement — force pour les mâchoires de 5 mm	74
Figure 42 : Correction de l'origine de l'essai de compression plane.....	75
Figure 43 : Graphique permettant de déterminer le paramètre fg	77
Figure 44 : Courbes Contraintes vraies - déformations vraies du AA5052-O en compression plane ..	78
Figure 45 : Courbes Contraintes vraies - déformations vraies du AA5083-O en compression plane ..	78
Figure 46 : Comparaison des lois d'érouissage en compression pour le AA5052-O à 45°	79
Figure 47 : Comparaison des lois d'érouissage en compression pour le AA5083-O à 90°	80
Figure 48 : Écart entre la loi de Voce et la courbe expérimentale au début de la courbe pour l'alliage AA5052-O à 0°	81
Figure 49 : Comparaison des résultats obtenus pour les deux types d'essais	83
Figure 50 : Presse hydraulique de l'université de Sherbrooke.....	85
Figure 51 : Outillage permettant de réaliser les essais de Nakazima	86
Figure 52 : Fonctionnement de l'outillage de l'essai de Nakazima	86
Figure 53 : Échantillon typique pour l'essai de Nakazima	87
Figure 54 : Motif utilisé pour la mesure des déformations	88
Figure 55 : Caméra Dino-Lite Pro utilisée dans le cadre du projet.....	89
Figure 56 : Exemple de prise de mesure avec le logiciel DinoCapture 2.0	90
Figure 57 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5052-H36.....	91
Figure 58 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5052-O.....	91
Figure 59 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5083-O.....	92
Figure 60 : Rupture des échantillons lors de l'essai Nakazima	93
Figure 61 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5052-O	94
Figure 62 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5083-O	94
Figure 63 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5052-H36	95
Figure 64 : Géométrie du modèle numérique utilisé.....	98
Figure 65 : Zone d'intérêt de l'analyse de l'influence de la taille du maillage.....	100
Figure 66 : Influence de la taille du maillage sur l'épaisseur	101
Figure 67 : Contraintes de Von Mises (membrane) en fonction de la vitesse d'emboutissage	102
Figure 68 : Contraintes de Von Mises (membrane) en fonction de la force de serrage	103
Figure 69 : Influence du coefficient de frottement sur la contrainte de Von Mises maximale.....	104
Figure 70 : Comparaison de l'évolution de l'épaisseur pour les deux critères de plasticité	106

Figure 71 : Comparaison des critères de plasticité.....	106
Figure 72 : Diagramme FLD numérique du 5083-O par la méthode de la bifurcation.....	107
Figure 73 : Diagramme FLD numérique du 5052-O par la méthode de la bifurcation.....	108
Figure 74 : Diagramme FLD numérique du 5052-H36 par la méthode de la bifurcation.....	108
Figure 75 : Diagramme FLD numérique du 5083-O par la méthode de la dérivée seconde.....	109
Figure 76 : Diagramme FLD numérique du 5052-O par la méthode de la dérivée seconde.....	110
Figure 77 : Diagramme FLD numérique du 5052-H36 par la méthode de la dérivée seconde.....	110
Figure 78 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5083-O	112
Figure 79 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5052-O	112
Figure 80 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5052-H36	113

Liste des tableaux

Tableau 1 : Caractéristiques et applications des différents alliages d'aluminium	9
Tableau 2 : Paramètres requis pour utiliser le critère de plasticité.....	26
Tableau 3 : Composition chimique du AA5052	53
Tableau 4 : Composition chimique du AA5083	53
Tableau 5 : Description du recuit des alliages AA5052 et AA5083	54
Tableau 6 : Dimensions des échantillons (ASTM B557M).....	54
Tableau 7 : Plan expérimental pour les essais de traction simple	57
Tableau 8 : Propriétés mécaniques des alliages étudiés.....	60
Tableau 9 : Paramètres des lois d'écrouissage pour le AA5052-H36.....	62
Tableau 10 : Paramètres des lois d'écrouissage pour le AA5052-O.....	63
Tableau 11 : Paramètres des lois d'écrouissage pour le AA5083-O.....	64
Tableau 12 : Évaluation de la fonction Φ pour les diverses lois d'écrouissage [MPa ²].....	65
Tableau 13 : Évaluation de la fonction Φ pour la loi Swift-Voce [MPa ²]	66
Tableau 14 : Coefficients d'anisotropie des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O.....	69
Tableau 15 : Dimensions des échantillons des essais de compression plane.....	71
Tableau 16 : Plan expérimental pour les essais de traction simple	72
Tableau 17 : Paramètres des lois d'écrouissage en compression pour le AA5052-O.....	80
Tableau 18 : Paramètres des lois d'écrouissage en compression pour le AA5083-O.....	80
Tableau 19 : Évaluation de la justesse des diverses lois d'écrouissage en compression	81
Tableau 20 : Moyenne de l'erreur entre les courbes de traction et de compression	83
Tableau 21 : Dimensions des échantillons de l'essai de Nakazima	87
Tableau 22 : Plan expérimental de l'essai de Nakazima : nombre d'échantillons.....	90
Tableau 23 : Paramètres de l'étude traitant de la taille du maillage	100
Tableau 24 : Paramètres de l'analyse de la vitesse d'emboutissage	102
Tableau 25 : Paramètres de l'étude de la force de serrage.....	103
Tableau 26 : Paramètres de l'étude traitant du coefficient de frottement	104

Liste des symboles

Symboles	Description
σ_v	Contrainte vraie
σ_i	Contrainte d'ingénierie
σ_e	Limite élastique
σ_{ef}	Contrainte effective
σ_{1L} et σ_{2L}	Contraintes principales limites
σ_0 , σ_{45} et σ_{90}	Limite élastique en fonction de l'orientation du laminage
σ_{11} , σ_{22} et σ_{33}	Contraintes principales en 3D
σ_{12} , σ_{13} et σ_{23}	Contraintes de cisaillement selon les axes principaux
σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz}	Contraintes en fonctions des axes x , y et z
σ_{xy} , σ_{yz} et σ_{zx}	Contraintes de cisaillement selon les axes x , y et z
σ_1 et σ_2	Contraintes principales en 2D
$\dot{\sigma}$ et $\dot{\sigma}$	Taux de variation des contraintes principales
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente
σ_b	Limite élastique biaxiale
$\bar{\sigma}_L$	Contrainte équivalente limite
S_e	Contrainte d'écoulement en compression plane
S_F	Contrainte mesurée pour l'essai de compression plane
S'_F , S'_{1F} , S'_{2F}	Contraintes avec frottement pour l'essai de compression plane
ε_0	Déformation logarithmique à la limite élastique
ε_T	Déformation logarithmique totale
ε_p	Déformation plastique (logarithmique)
ε_{eq}	Déformation équivalente
$\bar{\varepsilon}_L$	Déformation équivalente limite
ε_{xx}^p , ε_{yy}^p , ε_{zz}^p	Déformation plastique (logarithmique) selon l'axe des x , y et z
ε_1 et ε_2	Déformations principales
ε_{1L} et ε_{2L}	Déformations principales limites
$\dot{\varepsilon}$ et $\dot{\varepsilon}$	Taux de variation des déformations principales
ε_1^{TE} et ε_2^{TE}	Déformations principales limites en traction simple
ε_1^{PS}	Déformation principale limite en contraintes plane
ε_1^{BI}	Déformation principale limite biaxiale
ε_1^{IM} et ε_2^{IM}	Déformations principales limites biaxiales intermédiaires

ε_h	Déformation de l'épaisseur pour l'essai de compression plane
ε_m	Déformations mesurées (Essai de Nakazima)
m_f	Mesure réalisée à la suite de l'essai (Nakazima)
m_i	Mesure réalisée avant l'essai (Nakazima)
r	Coefficient d'anisotropie
r_0, r_{45} et r_{90}	Coefficient d'anisotropie en fonction du laminage
r_b	Coefficient d'anisotropie biaxial
\bar{r}	Coefficient d'anisotropie moyen
Δr	Degré d'anisotropie
n	Coefficient d'érouissage
K	Proportionnel des lois d'érouissage de puissance
Q	Proportionnel de la loi de Voce
b	Exposant de la loi de Voce
M	Exposant entier (critère de plasticité)
A_{80}	Déformation à la rupture
ν	Coefficient de Poisson
μ	Coefficient de frottement
h	Épaisseur (compression plane)
h_0	Épaisseur initiale (compression plane)
L	Longueur
L_0	Longueur initiale
t	Épaisseur
t_0	Épaisseur initiale
w	Largeur
w_0	Largeur initiale
w'	Largeur corrigée
b_x, b_1 et b_2	Largeur des mâchoires de l'essai de compression plane
F	Force
A	Aire de section
u	Exposant de correction de la largeur (compression plane)
C_b	Facteur de correction de la largeur (compression plane)
fg	Facteur de correction des contraintes (compression plane)
$\delta_{no\ min\ al}^{\max}$	Déplacement maximal mesuré par la machine (compression)
$\delta_{mesuré}^{\max}$	Déplacement maximal mesuré manuellement (compression)
$\delta_{no\ min\ al}$	Déplacement mesuré par la machine (compression)
δ'_{corr}	Déplacement corrigé (essai de compression plane)
$h(\theta)$ et y_Φ	Paramètres de la fonction objective
Φ	Fonction objective

F_H, G, H, L_H, M_H et N	Paramètres du critère de plasticité Hill48
a, c, h_b, k_1, k_2 et p	Paramètres du critère de plasticité YLD89
ϕ, ϕ' et ϕ''	Fonction du critère de plasticité YLD-2000
\mathbf{S}' et \mathbf{S}''	Déviateur de contraintes après les transformations linéaires (YLD-2000)
$\mathbf{S}'_{1,2}$ et $\mathbf{S}''_{1,2}$	Valeurs principales des déviateurs de contraintes \mathbf{S}' et \mathbf{S}'' .
\mathbf{C}' et \mathbf{C}''	Matrice de transformation linéaire (YLD-2000)
\mathbf{S}	Déviateur de contrainte (YLD-2000)
S_{xx}, S_{yy} et S_{xy}	Composants du déviateur des contraintes \mathbf{S}
\mathbf{L}' et \mathbf{L}''	Transformation linéaire (YLD-2000)
\mathbf{T}	Matrice de transformation du tenseur de Cauchy (YLD-2000)
$\boldsymbol{\sigma}$	Tenseur de Cauchy
α_i ($i = 1$ à 8)	Coefficients du critère de plasticité YLD-2000
$a_{bbc}, M, N, P, Q, R, S, T$	Paramètres du critère de plasticité BBC
Γ, Ψ et Λ	Fonction du critère de plasticité BBC
α et β	Rapport des contraintes principales

Chapitre 1 : Introduction

1.1. Mise en contexte

De nos jours, il est possible de remarquer que le domaine du transport est soumis à de fortes pressions en ce qui concerne la réduction des émissions de gaz à effet de serre et la consommation en carburant des véhicules. Afin de répondre aux demandes des consommateurs, les constructeurs développent de manière continue de nouveaux groupes motopropulseurs plus efficaces et des véhicules plus légers. Pour ce faire, plusieurs de ces constructeurs automobiles se sont penchés sur des options basées sur l'utilisation d'aluminium afin de réduire le poids de leurs véhicules ainsi que leur consommation de carburant (Wilson, 1988). Il n'est pas surprenant de pouvoir observer cette tendance puisque l'aluminium est un matériau idéal pour ce type d'application. En effet, les alliages de ce métal offrent une rigidité et une résistance attrayante tout en ayant une masse spécifique faible. De plus, ceux-ci possèdent également une excellente résistance à la corrosion et une bonne capacité de mise en forme dans certaines conditions. Un exemple typique de cette tendance est le constructeur de voitures Jaguar (European Aluminium Association, 2013) qui, depuis 2003, conçoit le châssis de tous ses véhicules exclusivement en alliage d'aluminium. En utilisant certains alliages d'aluminium lors de la conception de la nouvelle XJ (X350 en 2003), Jaguar a été en mesure de réduire le poids du châssis de 200 kg ce qui représente environ 40 % de la masse du châssis précédent. Un exemple d'un de ces châssis est présenté à la figure 1. En plus de cette réduction de poids, le nouveau châssis était également plus rigide et moins coûteux que son prédécesseur. Il est donc possible de remarquer que l'utilisation de l'aluminium exerce une influence sur plusieurs paramètres d'un véhicule comme sa rigidité, sa masse, ses performances sur la route, son esthétique ainsi que son coût.



Figure 1 : Châssis en aluminium de la Jaguar XK (European Aluminium Association, 2013)

À la lumière de cette réalité, un programme de recherche nommé Atlas a été établi. Ce projet est issu d'un partenariat entre l'Université de Sherbrooke (UdeS), le Centre de Technologies Avancées BRP-Université de Sherbrooke (CTA) et l'Université Laval (UL). L'objectif général de celui-ci est en fait de concevoir un châssis optimisé de véhicule récréatif en alliage d'aluminium afin d'en réduire le poids, le nombre de pièces et le coût, tout en offrant de bonnes performances en matière de comportement dynamique et de fiabilité. Ce projet vise donc à adapter les avancées réalisées dans le domaine automobile en matière de réduction de poids en prenant en considération les contraintes et limitations propres à l'industrie du produit récréatif. Malgré plusieurs points communs entre les deux industries, l'industrie des produits récréatifs réserve des particularités telles que le volume relativement faible de production.

Afin d'atteindre ce but, il est important en premier lieu d'acquérir l'expertise nécessaire en ce qui concerne le choix des matériaux et des procédés pour l'allégement structural. En effet, pour réaliser une phase de conception et d'optimisation adéquate, il est primordial de maîtriser les notions relatives aux matériaux tels que les procédés de mise en forme et les méthodes d'assemblage. Cette étape consiste donc, à exploiter la documentation et une approche expérimentale systématique pour effectuer la caractérisation et la sélection des alliages, des techniques d'assemblage et des procédés de mise en forme les mieux adaptés aux véhicules récréatifs.

Le cadre de ce projet de recherche s'inscrit donc dans cette perspective et traitera plus précisément de la conception de pièces en tôles minces ayant comme matière première les divers alliages d'aluminium. Lors de la conception d'un composant en tôle mince, il est important de tenir en compte le procédé de mise en forme permettant sa fabrication afin de déterminer s'il est possible de le fabriquer. En effet, le fait de maîtriser la mise en forme d'une pièce permet de concevoir cette dernière de manière à en augmenter la rigidité et à en réduire la masse tout en évitant une éventuelle rupture. Les travaux réalisés dans le cadre de cette maîtrise permettent donc d'acquérir les connaissances et les outils nécessaires en ce qui concerne la conception et la mise en forme de certains composants d'alliages d'aluminium à température ambiante.

1.2. Problématique et définition de projet

Sur les véhicules récréatifs actuellement sur le marché, les fonctions structurales et esthétiques sont remplies par des pièces ou des composants distincts. Par exemple, un véhicule récréatif typique comprend habituellement un châssis sur lequel sont intégrées des pièces structurales intermédiaires qui servent de support aux composants d'habillage. Bien évidemment, cette approche de conception s'avère assez coûteuse en pièce et en main d'œuvre.

Comme mentionné précédemment, un des objectifs principaux du projet Atlas est d'adapter les avancées, réalisées dans le domaine automobile en matière de réduction de poids, au domaine des produits récréatifs. Dans le domaine automobile, cela se traduit généralement par une diminution du nombre de composants ainsi que par une diminution de leur épaisseur. En effet, on préfère généralement positionner la matière judicieusement de manière à alléger la structure tout en augmentant la rigidité globale du châssis. Pour ce faire, certains constructeurs automobiles comme Jaguar (European Aluminium Association, 2013) ont recours à l'utilisation de tôles minces. En plus de diminuer la masse du châssis et d'augmenter substantiellement sa rigidité, l'utilisation de cette approche de conception permet également de réduire le coût global associé à la fabrication de celui-ci.

Se basant sur cette approche de conception, les pièces conçues, de géométries relativement complexes, sont généralement multifonctionnelles (fonctions structurale et esthétique). Bien évidemment, la complexité géométrique de ces pièces entraîne la plupart du temps de nouveaux défis liés à leur fabrication. Il est donc important de bien connaître les propriétés mécaniques des matériaux utilisés ainsi que leur capacité de mise en forme.

Le principal procédé de mise en forme qui permet de fabriquer des pièces en tôles minces pour l'aluminium est l'emboutissage à froid. Ce procédé, qui permet d'obtenir un très grand nombre de pièces en peu de temps, comporte cependant quelques limitations. En effet, le procédé est limité par la capacité de mise en forme du matériau utilisé. Il s'avère donc important de connaître les états limites de déformations des alliages utilisés lors de la mise en œuvre de ce procédé, et ce spécialement pour les composants ayant une géométrie complexe. Une bonne connaissance des propriétés mécaniques et des états limites des matériaux permet d'éviter d'éventuels problèmes lors de la phase de production d'un produit industriel.

Étant donné que la faisabilité des pièces joue un rôle prédominant dans leur conception, il devient intéressant d'être en mesure d'évaluer rapidement le degré de faisabilité de manière numérique. En effet, les outils utilisés pour emboutir une pièce sont très coûteux, il n'est donc pas envisageable dans un milieu industriel de vérifier expérimentalement les performances des outils. Alors, il est pertinent de se poser la question à savoir *s'il est possible de développer des outils de calculs numériques permettant de faciliter la conception de pièces en tôles minces ayant comme matière première divers alliages d'aluminium.*

L'élaboration de ces outils comporte son lot de difficultés. Effectivement, le formage d'un matériau est dicté par plusieurs phénomènes mécaniques tels que l'écrouissage, l'anisotropie, la température et la vitesse de formage (Col, 2011). Il est donc nécessaire de considérer tous ces facteurs lors du développement des outils afin d'obtenir un modèle représentatif de la réalité.

1.3. Objectifs

Afin de répondre à la problématique, l'objectif principal du projet de recherche est de *développer des outils de calculs numériques qui permettent d'évaluer la faisabilité d'une pièce en tôles minces d'aluminium lors de la mise en forme de celle-ci.* Ces outils de conception sont développés plus spécifiquement pour certains alliages d'aluminium corroyés de la série 5000. Ceux-ci sont le AA5052-O, le AA5052-H36 et le 5083-O. Ces derniers ont été choisis puisqu'ils sont principalement utilisés par les divers partenaires du programme de recherche Atlas.

De cet objectif général, il en découle bien entendu plusieurs objectifs spécifiques qui devront être atteints afin de pouvoir affirmer que l'objectif général l'est également.

Dans un premier temps, il est nécessaire *d'effectuer la caractérisation mécanique des alliages à l'étude.* La première partie de ce projet consiste en fait à déterminer expérimentalement des paramètres mécaniques (module d'Young, limite d'élasticité, courbe d'écrouissage) utilisant des essais mécaniques classiques (traction et compression plane). Ces paramètres sont essentiels pour le modèle numérique de mise en forme développé par la suite.

Ensuite, le deuxième objectif spécifique consiste à *évaluer de manière expérimentale les états limites des alliages en matière de déformation.* Pour évaluer numériquement de façon

précise le comportement mécanique d'une pièce lors de son emboutissage, il est indispensable de caractériser expérimentalement auparavant la formabilité des alliages utilisés. Pour ce faire, l'utilisation de tests standardisés prévus à cet effet comme l'essai de Nakazima est de mise. En fait, la base de données générée permettra de valider les modèles numériques et ainsi optimiser certains paramètres de ces derniers.

Enfin, le troisième objectif spécifique consiste à *développer un modèle numérique simple qui permet de simuler le comportement des alliages étudiés lors de l'emboutissage de ces derniers*. Cet objectif implique en fait de concevoir un modèle qui simule numériquement les essais expérimentaux de formabilité réalisés en amont du projet de recherche. Il sera donc ici nécessaire de déterminer les paramètres optimaux du modèle des alliages comme le critère de plasticité et la loi d'écrouissage utilisés afin de faire coller les résultats numériques aux résultats expérimentaux.

1.4. Contenu du document

Cette section a pour objectif d'effectuer une brève description du mémoire afin de fournir une vue d'ensemble des activités réalisées dans le cadre de ce projet de recherche.

Le premier chapitre du document a tout d'abord présenté une mise en contexte du projet de recherche. Le chapitre enchaîne ensuite en exposant la problématique et en définissant brièvement le sujet de recherche, l'objectif principal et les objectifs spécifiques de la recherche et finit par une brève exposition du contenu de chaque chapitre constituant ce manuscrit.

Le deuxième chapitre présente une revue de littérature qui a pour objectif de classer les modèles et les approches prometteurs en lien avec la modélisation des alliages d'aluminium en plus d'établir les lacunes liées à la formabilité de ces alliages. Ainsi, les éléments nécessaires à la modélisation d'un matériau métallique ainsi que les méthodes permettant d'évaluer ces derniers sont présentés dans ce chapitre. De plus, un survol de la littérature sur l'évaluation de la formabilité des alliages d'aluminium a permis de déterminer les lacunes sur le sujet pour les alliages à l'étude. Toujours dans le cadre du deuxième chapitre, une revue des diverses techniques de modélisation analytiques et numériques a été effectuée afin d'intégrer certaines des techniques attrayantes aux modèles numériques développés dans le cadre de ce projet de recherche.

Le troisième chapitre du document présente les résultats des essais expérimentaux qui ont été effectués afin de caractériser le comportement mécanique des alliages étudiés. Ainsi,

l'essai de traction uniaxiale est utilisé pour évaluer les propriétés mécaniques, comme le degré d'anisotropie et l'écoulement plastique, des alliages étudiés. De ces résultats, la loi d'écrouissage la plus apte à modéliser les alliages d'aluminium est également déterminée. Permettant l'obtention des lois d'écrouissage pour des déformations relativement élevées, l'essai de compression plane a aussi été utilisé pour valider, à grandes déformations, les lois d'écrouissage déterminées à partir des essais de traction.

Le quatrième chapitre présente les courbes limites de formabilité des alliages étudiés. Ces courbes permettent l'évaluation de la formabilité et de la faisabilité d'une pièce formée en tôle mince. Pour les présents travaux, celles-ci sont utilisées comme référence pour valider le modèle de simulation numérique développé.

Le cinquième chapitre du manuscrit présente le modèle numérique développé ainsi que toutes les études d'optimisation de ses paramètres d'entrée. Ce même chapitre présente aussi l'étape de validation du modèle développé en comparant les résultats obtenus numériquement aux résultats expérimentaux. En outre, les courbes limites de formabilité sont tracées à l'aide du modèle puis comparées aux courbes expérimentales. Ensuite, une analyse ayant pour but de comparer les états de rupture du modèle numérique aux résultats expérimentaux est présentée.

Chapitre 2 : État de l'art

Dans ce chapitre, une brève introduction traitant des propriétés mécaniques et des applications industrielles des différentes familles d'aluminium corroyé ainsi qu'une présentation des principaux procédés de mise en forme sont d'abord proposées.

Tout comme il a été mentionné à la section 1.3, l'objectif principal du projet de recherche consiste à développer des outils de calculs numériques qui permettent d'évaluer la faisabilité d'une pièce en tôle mince d'aluminium lors de sa mise en forme. À cette fin, les outils nécessaires d'une part à la modélisation du comportement mécanique des alliages d'aluminium et d'autre part à l'évaluation de leur sont présentés.

Pour obtenir des résultats pertinents issus de la modélisation du comportement des tôles minces, il est nécessaire d'établir préalablement une base de données expérimentale fiable. Pour cela, les principaux essais mécaniques permettant de caractériser la loi d'érouissage, les limites de formabilité ainsi que le critère de plasticité sont présentés. De cette étude, les modèles les plus prometteurs ont été retenus pour la suite du travail.

Ensuite, une revue des études essentielles réalisées concernant la caractérisation de la formabilité des divers alliages d'aluminium a été réalisée. Cette revue permet, en outre, d'identifier les principales avancées sur le sujet pour ainsi incorporer certaines de ces dernières aux analyses réalisées dans le cadre de ce projet de recherche. De plus, cette étude a également permis de déterminer qu'il y avait peu d'information traitant des limites de formabilité des alliages faisant l'objet des présents travaux.

Finalement, une revue de diverses techniques de modélisation analytiques et numériques de la formabilité des matériaux métalliques est présentée. Une fois de plus, cette étude a pour objectif d'identifier les modèles et les techniques les plus efficaces afin de les inclure dans la phase de développement des outils de conception numérique.

2.1. Alliages d'aluminium et procédé de mise en forme

De nos jours, les alliages d'aluminium occupent une place importante dans plusieurs domaines industriels en particulier dans les domaines du transport, de l'automobile et de l'aéronautique. Ceci peut être expliqué en partie par les propriétés mécaniques avantageuses de l'aluminium ainsi que les technologies innovantes permettant de former ce matériau. Dans cette perspective, cette section effectue une brève introduction des divers alliages d'aluminium corroyés et des procédés de mise en forme de ceux-ci.

2.1.1. Propriété et utilisation de l'aluminium

Étant donné que les normes environnementales sont plus sévères qu'auparavant en ce qui concerne les émissions néfastes pour l'environnement, les alliages d'aluminium sont devenus intéressants en raison de leur comportement et de leurs propriétés mécaniques. En effet, ceux-ci sont généralement légers, possèdent une bonne résistance à la corrosion, peuvent être formés dans un état recuit et peuvent être traités thermiquement pour obtenir des propriétés mécaniques comparables à certains alliages d'acier. Cependant, il n'est pas toujours aisé de remplacer une structure en acier par une structure en aluminium, spécialement en raison de la faible formabilité de ce dernier à température ambiante. L'aluminium étant également plus dispendieux que son concurrent, il est généralement nécessaire de revoir la conception de la structure en entier afin de l'adapter aux divers alliages pour ensuite être en mesure de profiter pleinement des avantages de ce matériau.

Pour les alliages d'aluminium corroyés, la nomenclature la plus utilisée est le système de désignation de l'association d'aluminium. Ce système nomme les différents alliages corroyés en utilisant quatre chiffres numériques.

- Le premier chiffre désigne l'élément d'alliage principal de l'alliage
- Le deuxième chiffre désigne la variation de l'alliage de base. Par exemple, un alliage ayant le chiffre 0 désigne l'alliage original, tandis qu'un alliage ayant le chiffre 1 à cette position représente la première variation de l'alliage.
- Les deux derniers chiffres désignent un alliage précis de la série et n'ont pas vraiment de signification autre que pour différencier les divers alliages.

Le tableau suivant présente les principales caractéristiques ainsi que plusieurs applications industrielles des différentes familles d'alliages d'aluminium corroyés (Kaufman, 2000) (Develay, 1992).

Tableau 1 : Caractéristiques et applications des différents alliages d'aluminium

Série	Élément d'alliage principal	Caractéristiques principales	Applications industrielles
1000	Aluminium pur minimum 99,0 %	Écrouissable Formabilité, résistance à la corrosion, conductivité électrique très élevée Résistance ultime entre 70 et 185 MPa	Papier d'aluminium (1100) Câble électrique (1350)
2000	Cuivre	Traitable thermiquement Résistance élevée à température pièce et à température élevée Résistance ultime entre 190 et 430 MPa Joins de façon mécanique, mais certains alliages sont soudables	Structure d'avion (2024, 2124, 2618) Structure de boîte de camion (2014) Réservoir d'essence de navettes spatiales (2219, 2419, 2195)
3000	Manganèse	Formabilité et résistance à la corrosion élevée Résistance mécanique moyenne Résistance ultime entre 110 et 285 MPa Joint facilement par toutes les méthodes d'assemblage	Ustensile de cuisine (3003) Canette pour boisson gazeuse (3004, 3104) Radiateur automobile (3002)
4000	Silicium	Traitable thermiquement Bon écoulement Résistance ultime entre 175 et 380 MPa Facilement joignable	Matériel d'apport soudage (4043) Piston d'aéronef forgé
5000	Magnésium	Écrouissable Excellente résistance à la corrosion Excellente soudabilité Résistance ultime entre 125 et 350 MPa	Structure automobile (5754) Canette d'aluminium (5182) Structure de bateaux de croisière
6000	Magnésium et Silicium	Traitable thermiquement Résistance à la corrosion élevée Excellent pour l'extrusion Résistance ultime entre 125 et 400 MPa Soudable par MIG et TIG	Châssis de vélo (6061) Carrosserie automobile (6111) Application nécessitant des extrusions
7000	Zinc	Traitable thermiquement Résistance mécanique élevée Joint de façon mécanique Résistance ultime entre 220 et 610 MPa	Structure d'aile d'avions (7050, 7475) Parechoc de voiture (7029, 7129)
8000	Autres éléments (fer, lithium, étain)	Traitable thermiquement Bonne conductivité, résistance et dureté Résistance ultime entre 120 et 240 MPa	Application en aérospatial

2.1.2. Procédés de mise en forme

Lors de la conception d'une pièce, il est important de prendre en considération les différents procédés de mise en forme disponibles. En effet, en plus de remplir toutes les fonctions techniques du cahier des charges, il va de soi que la pièce en question doit également être fabricable. Pour ce faire, il existe plusieurs solutions et chacune d'entre elles possède ses avantages et ses inconvénients. Il est donc essentiel d'effectuer un choix éclairé puisque les procédés de mise en forme ont un impact majeur sur la faisabilité d'une pièce, sur le coût ainsi que sur les performances mécaniques de cette dernière.

Plusieurs procédés existants se prêtent bien au formage de tôles. Ceux-ci sont les suivants :

- L'emboutissage à froid
- L'hydroformage
- La déformation incrémentale
- L'emboutissage à chaud
- Le formage superplastique

Cette section du document effectuera une brève revue de ces procédés.

2.1.2.1. L'emboutissage à froid

L'emboutissage est un procédé de mise en forme qui consiste à déformer plastiquement une tôle métallique mince pour générer, à partir d'une surface souvent plane, une pièce ayant des formes complexes (Duval, 2017). Ce procédé nécessite une presse équipée essentiellement d'un poinçon, d'une matrice et d'un serre-flan. Le métal subit une déformation permanente lorsque la tôle est entraînée par le poinçon dans la matrice.

Ce procédé est généralement caractérisé par une cadence de production élevée tout en étant en mesure de respecter des tolérances géométriques exigeantes (Col, 2011). Cette méthode est largement utilisée dans l'industrie automobile dans les industries de l'aéronautique, de l'électroménager, de l'emballage alimentaire, etc. Plusieurs avantages justifient l'utilisation de l'emboutissage à froid :

- Rapidité de production
- Bonne tolérance géométrique
- Propriétés mécaniques généralement bonnes à la suite du procédé

Cependant, cette méthode de formage possède également son lot de désavantages et de limitations :

- Possibilité géométrique limitée à cause de la faible formabilité de l'aluminium
- N'est pas adaptée aux faibles volumes de production
- Assez dispendieuse à mettre en œuvre en raison de l'outillage

2.1.2.2. Hydroformage de tôlerie

Le procédé d'hydroformage est, tout comme le procédé d'emboutissage à froid, un procédé de fabrication par déformation. Contrairement au précédent, ce procédé ne requiert pas deux matrices distinctes pour former une pièce. En effet, l'une de celles-ci est plutôt remplacée par un fluide hydraulique sous haute pression qui contraint la feuille de métal à prendre la forme de la matrice (Lamontagne, 2010). L'utilisation d'un fluide sous pression permet d'appliquer un effort à des endroits normalement inaccessibles par d'autres moyens. Ce procédé permet donc d'obtenir des pièces ayant une géométrie complexe, notamment avec des corps creux asymétriques (Lang et coll., 2004). Il existe plusieurs types d'hydroformage, ceux-ci sont présentés à la Figure 2 :

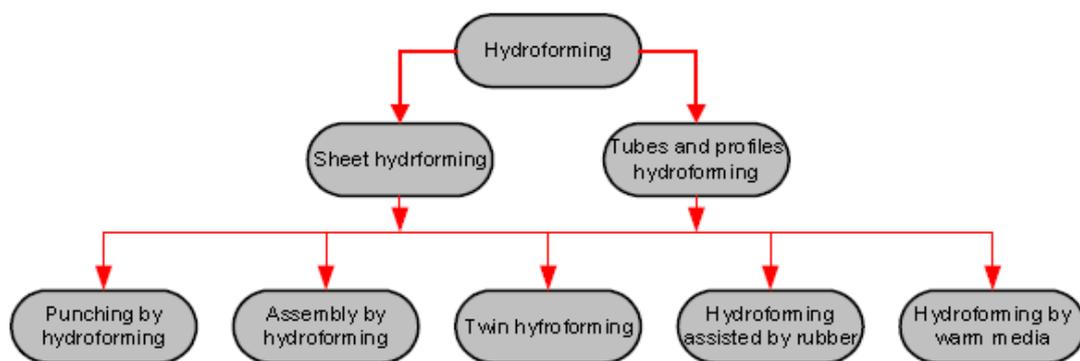


Figure 2 : Types d'hydroformage (Lang et coll., 2004)

Les différents procédés d'hydroformage possèdent également plusieurs avantages en comparaison aux procédés plus conventionnels (S. H. Zhang, Wang, Xu, Wang, & Zhou, 2004).

- Meilleur ratio de déformation
- Meilleure qualité de surface
- Moins de retour élastique
- Capacité de former des pièces très complexes

2.1.2.3. Formage incrémental

Le procédé de formage incrémental est une technique qui consiste à mettre en forme une feuille de métal en lui faisant subir des déformations locales successives et en repoussant la feuille à l'aide d'un outil de forme hémisphérique qui se déplace sur la tôle (Decultot, 2009). Ce procédé est idéal pour la fabrication de petits lots de pièces ayant une géométrie complexe. Il existe plusieurs techniques distinctes permettant de mettre en œuvre le formage incrémental comme le formage incrémental à une pointe et le formage incrémental à deux pointes. Ces méthodes de fabrication possèdent plusieurs avantages qui les démarquent des procédés de formage conventionnels :

- Ce procédé offre des solutions économiques pour le prototypage rapide.
- Ce procédé est en mesure de réaliser des formes géométriques complexes et irrégulières.
- Ce procédé est très polyvalent et ne nécessite pas d'outillage particulier.

Bien entendu, ce procédé comporte également quelques limitations (Hussain, Gao, & Dar, 2007) :

- Le temps de production pour une pièce est relativement important
- Les contraintes résiduelles, induites par ce procédé, entraînent un niveau de retour élastique relativement important

2.1.2.4. Emboutissage à chaud

Même si les alliages d'aluminium possèdent un ratio résistance mécanique/masse élevé en plus d'avoir une bonne résistance à la corrosion, l'utilisation de ces alliages est souvent limitée pour la fabrication de certains produits à géométrie complexe. Cela est dû à la faible capacité de mise en forme à température pièce de ces alliages (Fan, He, Zhou, & Yuan, 2016). Le procédé de formage à chaud a donc pour objectif de pallier ce problème en utilisant une température élevée lors du formage de la pièce. Ce procédé est donc très similaire au procédé d'emboutissage traditionnel mis à part l'utilisation de températures élevées lors du formage.

De façon générale, la température maximale utilisée lors de ce procédé est de l'ordre de 350 °C, ce qui est tout juste inférieur à la température de recristallisation de l'aluminium. À cette température, la vitesse de déformation influence la formabilité de la pièce ainsi que ses propriétés mécaniques.

Selon une étude (Toros, Ozturk et Kacar, 2008), l'augmentation uniforme de la température améliore grandement la formabilité de certains alliages d'aluminium, mais l'application de gradients de température permet d'obtenir d'encore meilleurs résultats. Cette méthode de mise en forme possède plusieurs avantages en comparaison avec les méthodes traditionnelles de formage de tôles (Bariani, Bruschi, Ghiotti, & Michieletto, 2013).

- Augmentation considérable de la formabilité
- Réduction importante du retour élastique
- Productivité relativement importante pour de tels niveaux de déformations

2.1.2.5. Formage superplastique

Le formage superplastique consiste à amener des matériaux solides cristallins, comme l'aluminium, le titane et le magnésium, dans un état superplastique dans lequel l'élongation maximale obtenue peut atteindre des déformations dix fois supérieures aux déformations obtenues à l'aide d'un procédé de mise en forme traditionnel (Luo, Luckey, Friedman, & Peng, 2008). Pour l'aluminium, le formage superplastique est généralement effectué à des températures variant entre 470 et 520 °C et à des vitesses de déformation relativement faible (10^{-3} à 10^{-4} s⁻¹).

Contrairement aux méthodes de mise en forme vues précédemment, le mécanisme de déformation principale rencontrée lors d'une élongation superplastique est le glissement aux joints de grains au lieu de l'écroutissage (Blandin et Suery, 1996). Cette méthode de mise en forme possède plusieurs avantages en comparaison avec les méthodes de formage de tôles traditionnelles (Luo, Luckey, Copple, & Friedman, 2008).

- Le procédé permet d'obtenir des déformations importantes et des formes complexes
- Le retour élastique est complètement éliminé
- Le coût d'outillage est généralement faible

Bien entendu, ce procédé comporte également quelques limitations.

- Les matériaux utilisés peuvent être coûteux
- Le temps de formage d'une pièce est assez long

La principale méthode utilisée pour optimiser les performances des procédés mentionnés précédemment est l'utilisation de modèles numériques. Cependant, les résultats des

simulations dépendent de manière importante du comportement mécanique des tôles métalliques sous l'effet des conditions de formage. Il est donc impératif de connaître de façon explicite le comportement mécanique des matériaux utilisés. Il devient alors pertinent d'établir une base de données fiable traitant de cet aspect.

2.2. Comportement mécanique des tôles minces

Lorsque l'on aborde le sujet de la formabilité des matériaux, il est incontournable de regarder les états limites de ces derniers. Ces états peuvent être exprimés à l'aide d'une courbe nommée courbe limite de formage (CLF). Ces courbes, obtenues généralement de manières expérimentales, peuvent également être générées à l'aide d'outil de simulation numérique. Lors du développement d'un modèle ayant pour but de simuler le comportement des alliages étudiés lors d'un emboutissage, un des objectifs principaux est justement d'obtenir des courbes de formabilité identiques aux résultats expérimentaux à l'aide du modèle numérique.

En fait, la fiabilité des simulations numériques dépend intrinsèquement de la modélisation du comportement mécanique des matériaux utilisés. Plusieurs éléments sont nécessaires pour définir le comportement plastique d'un matériau. Ceux-ci sont les suivants :

- Le critère de plasticité
- La loi d'écrouissage
- L'anisotropie du matériau
- Les instabilités des déformations plastiques

Cette section traitera tout d'abord du diagramme de formabilité pour ensuite enchaîner avec les outils nécessaires à la modélisation du comportement mécanique des matériaux métalliques.

2.2.1. Diagramme de formabilité

La formabilité du métal en feuille est généralement définie comme étant la capacité du métal à se déformer pour obtenir une forme désirée sans qu'il n'y ait de stries ou de fractures. Chaque type de métal en feuille peut être déformé jusqu'à une certaine limite qui est normalement imposée par l'apparition de stries sur la feuille qui, éventuellement, mène à une rupture ductile. Cette limite dépend de plusieurs facteurs comme les propriétés du matériau (ratio d'anisotropie, coefficient d'écrouissage) et des paramètres du procédé utilisés (vitesse de déformation, température). Une méthode bien connue permettant de définir ces limites est le diagramme de formabilité (Safari, Hosseinipour et Azodi, 2011).

Ce diagramme représente en fait la déformation majeure à la limite de l'apparition de strie en fonction de la déformation mineure. La figure 3 présente un exemple de diagramme de formabilité.

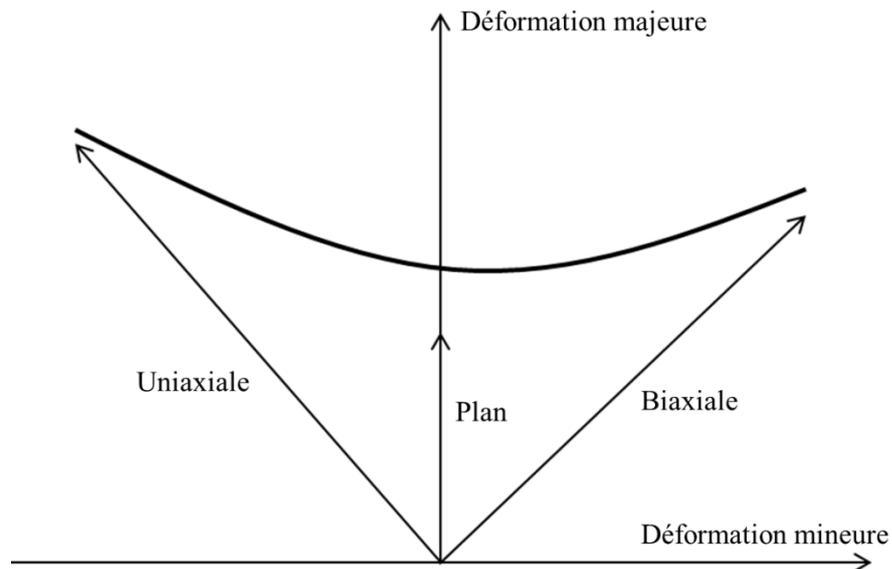


Figure 3 : Exemple d'un diagramme de formabilité

Comme il est possible de remarquer sur la figure précédente, le diagramme est séparé en deux parties. Pour cette explication, ces deux parties seront nommées la partie de gauche (déformation mineure négative) et la partie de droite (déformation mineure positive) respectivement. La partie de droite a été introduite par Keeler et Backofen (Keeler, 1961) alors que la partie de gauche a été ajoutée au diagramme par Goodwin (Goodwin, 1968). Lors de l'emboutissage d'une pièce, plusieurs chemins de déformation peuvent être générés, ce qui crée différentes combinaisons de déformations majeures et mineures maximales obtenues avant rupture. Sur le diagramme de formabilité, la partie gauche représente des états de déformations allant d'une déformation purement uniaxiale jusqu'à la déformation plane, tandis que la partie de droite représente plutôt des états de déformations allant de la déformation plane jusqu'à la déformation complètement biaxiale.

2.2.2. Lois d'écrouissage

L'écrouissage est un phénomène qui se définit physiquement comme le blocage du mouvement des dislocations par des obstacles (défauts ponctuels, joints de grain, autres dislocations). L'écrouissage se manifeste « mécaniquement » par une augmentation de la résistance du matériau en fonction de la déformation plastique (Chenal et Driver, 1999). Il existe deux types d'écrouissage : l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique. En ce qui concerne l'écrouissage isotrope, la surface de charge demeure centrée par rapport à

son centre initial et prend de l'expansion de manière uniforme dans toutes les directions au fur et à mesure que la déformation plastique augmente. De son côté, la taille de la surface de charge d'un écrouissage cinématique reste identique pendant l'évolution des déformations plastiques. La surface de charge effectue plutôt une translation sur le plan des contraintes lors de l'augmentation des déformations plastiques. La figure 4 illustre les deux types d'écrouissage.

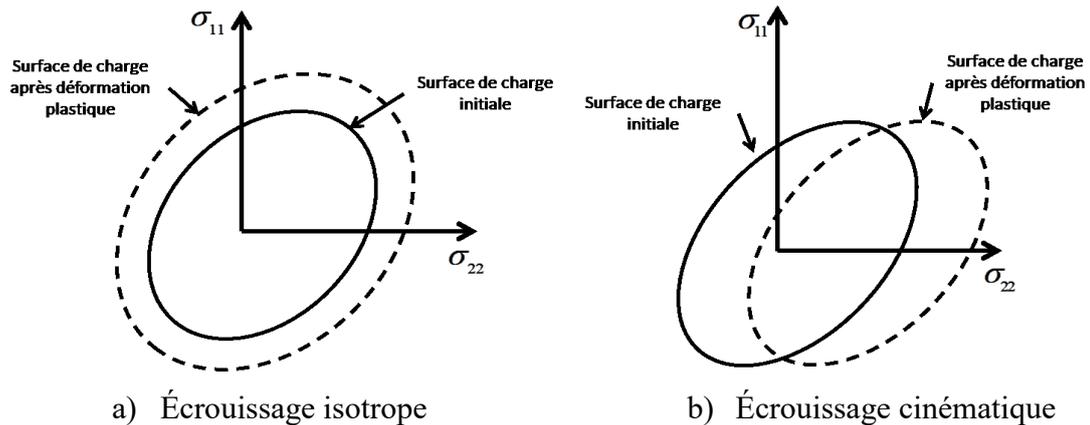


Figure 4 : Illustration des deux types d'écrouissage

La loi d'écrouissage permet de décrire mathématiquement l'évolution de la résistance du matériau testé dans le domaine plastique. Cette loi est généralement obtenue à partir d'une courbe Sigma-Epsilon expérimentale obtenue à partir d'essais mécaniques classiques (traction uniaxiale). Les courbes expérimentales obtenues sont généralement limitées par de faibles niveaux de déformations plastiques (striction avant saturation d'écrouissage). La modélisation de ces courbes expérimentales par des lois mathématiques permet de pallier ce problème en prédisant le comportement du matériau pour des niveaux de déformations plastiques relativement élevés. Le choix de cette loi a une influence significative sur la précision des résultats obtenus par simulation numérique (Xinbo, Fubao, & Zhiliang, 2002). Il est donc important de choisir une loi qui prédit convenablement le comportement des alliages sélectionnés. Le logiciel de simulation choisi n'offrant pas la possibilité d'utiliser des lois qui considèrent l'écrouissage cinématique, il sera nécessaire de se limiter aux lois d'écrouissage isotrope. Les lois principales sont présentées ci-dessous.

- Hollomon

$$\sigma_v = K \varepsilon_T^n \quad (2.1)$$

- Swift

$$\sigma_v = K(\varepsilon_p + \varepsilon_0)^n \quad (2.2)$$

- Ludwick

$$\sigma_v = \sigma_e + K\varepsilon_p^n \quad (2.3)$$

- Voce

$$\sigma_v = \sigma_e + Q \exp(1 - b\varepsilon_p) \quad (2.4)$$

Dans les équations (2.1), (2.2), (2.3) et (2.4), les variables σ_v , ε_p , σ_e , ε_0 et ε_T représente respectivement la contrainte vraie, la déformation plastique, la limite élastique de l'alliage, la déformation élastique à la limite élastique du matériau et la déformation totale.

2.2.3. Anisotropie des matériaux métalliques

Il est admis que les coefficients d'anisotropie, aussi appelés coefficients de Lankford, sont définis comme étant le rapport entre les déformations plastiques en largeur sur celles en épaisseur. Ce rapport donne de l'information pertinente sur l'écoulement du matériau (Chamanfar et Mahmudi, 2005). Une des causes principales engendrant l'anisotropie des feuilles minces métalliques est la direction du laminage de la tôle (Çinar, 2006). Effectivement, lors de la fabrication de celle-ci, le procédé allonge et aligne les grains du matériau dans l'orientation du laminage et empile ces derniers dans le sens de l'épaisseur de la feuille, ce qui fait en sorte que certaines propriétés mécaniques varient beaucoup au sein du matériau. De manière générale, on définit le coefficient d'anisotropie r de la façon suivante :

$$r = \frac{\varepsilon_{yy}^p}{\varepsilon_{zz}^p} \quad (2.5)$$

Où ε_{yy}^p et ε_{zz}^p représentent respectivement les déformations plastiques dans la direction de la largeur et dans la direction de l'épaisseur. À partir de l'équation (2.5), on constate qu'un coefficient d'anisotropie élevé signifie qu'une tôle métallique a tendance à se déformer plastiquement davantage en largeur plutôt qu'en épaisseur. Le coefficient r est généralement déterminé à l'aide d'un essai de traction monotone. Cependant, il est difficile, lors de cet essai, de mesurer la déformation plastique dans le sens de l'épaisseur. Afin de contourner ce problème, on fait l'hypothèse que la déformation de l'échantillon se fait à volume constant.

$$\varepsilon_{xx}^p + \varepsilon_{yy}^p + \varepsilon_{zz}^p = 0 \quad (2.6)$$

Alors, il devient possible d'évaluer le coefficient de Lankford en isolant ε_{zz}^p de l'équation (2.6) et en substituant le résultat dans l'équation (2.5). On obtient par la suite l'expression suivante :

$$r = \frac{\varepsilon_{yy}^p}{-\left(\varepsilon_{xx}^p + \varepsilon_{yy}^p\right)} \quad (2.7)$$

En emboutissage de tôles minces, l'anisotropie peut exercer une influence non négligeable sur les déformations maximales obtenues. En effet, il est possible de constater les phénomènes suivants (Naka, Nakayama, Uemori, Hino, & Yoshida, 2003) (Çinar, 2006) :

- Un ratio d'anisotropie élevé signifie que le matériel résiste bien à l'amincissement durant le formage
- De manière générale, un coefficient élevé permet à des pièces nécessitant un emboutissage profond d'être formées
- Un coefficient élevé réduit le risque de plis et d'ondulations non désirables dans la pièce

Un coefficient élevé fait également dévier les trajectoires de déformation vers la gauche (Col, 2011). Ce phénomène est favorable pour certains types d'écoulement plastique comme le cas de l'emboutissage profond puisque le chemin de déformation vient intercepter la courbe CLF à une valeur plus élevée. En revanche, c'est l'inverse qui se produit pour la partie de droite du diagramme de formabilité. En effet, un coefficient d'anisotropie élevé est néfaste pour une condition de déformation plastique biaxiale. (Col, 2011). La figure 5 illustre cette affirmation. Sur cette figure, il est important de noter que les valeurs utilisées sont fictives et ne représentent aucun matériau réel.

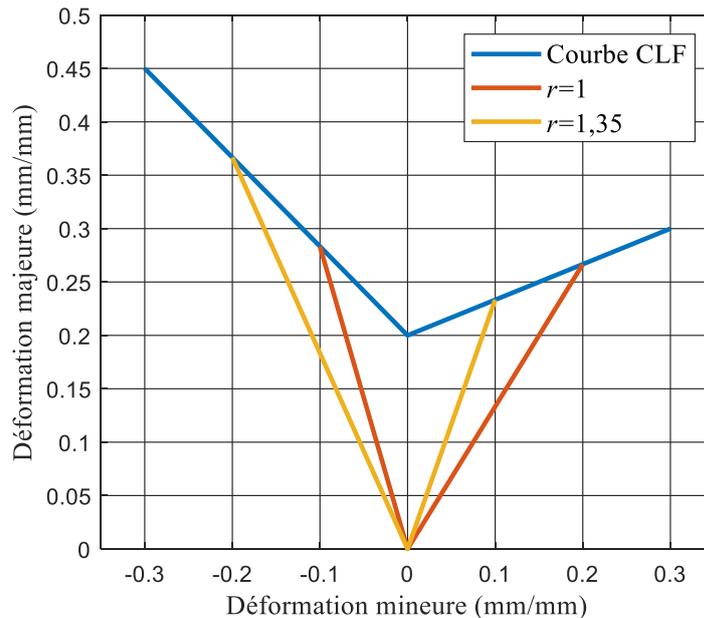


Figure 5 : Décalage des chemins de déformation en fonction du coefficient d'anisotropie

En fait, le phénomène présenté à la figure 5 peut être expliqué par le fait que l'augmentation de la surface de la tôle implique nécessairement une diminution de l'épaisseur de cette dernière. De plus, plusieurs auteurs ont étudié l'influence de l'anisotropie sur la formabilité de divers matériaux. Ainsi certains chercheurs ont déterminé qu'un coefficient important d'anisotropie occasionne un retour élastique plus élevé. (Verma et Haldar, 2007). D'autres ont plutôt caractérisé cette propriété pour divers matériaux en fonction de la température (Coër, 2013). Ce dernier a observé que le coefficient d'anisotropie diminue légèrement avec l'augmentation de la température pour des températures variant de 25 °C à 200 °C.

2.2.4. Critère de plasticité

Le critère de plasticité représente en fait la condition sous laquelle l'écoulement plastique d'un matériau se produit. De manière générale, ce dernier est défini par l'équation suivante.

$$f(\sigma_{ef}, \sigma_0) = \sigma_{ef} - \sigma_e \quad (2.8)$$

Où σ_{ef} et σ_e représentent la contrainte effective et la limite élastique d'un matériau respectivement. Selon l'état des contraintes, l'équation (2.8) peut être égale à 0 ou bien à une valeur négative. Si celle-ci est égale à 0, il y a écoulement plastique du matériau. Dans le cas contraire, les déformations subies restent dans le domaine élastique. Pour le cas

spécifique des tôles minces, il est généralement admis que l'état des contraintes s'exprime dans un plan. En posant cette hypothèse, le critère de plasticité est réduit à la forme présentée à la figure 6.

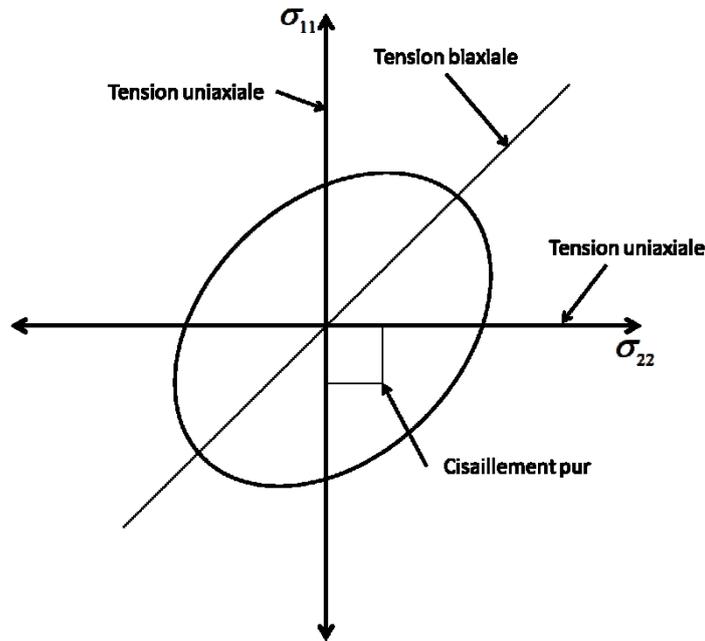


Figure 6 : Exemple d'un critère de plasticité en déformation plane

Au cours des deux derniers siècles, plusieurs critères de plasticité ont été développés par divers chercheurs afin de modéliser convenablement le comportement des matériaux métalliques. Lors du développement d'un modèle de simulation numérique, il est important d'accorder une attention particulière au critère de plasticité. En effet, comme l'ont démontré Ahmadi et Janbakhsh (Ahmadi, Eivani et Akbarzadeh, 2009) (Janbakhsh, Djavanroodi et Riahi, 2012), ce dernier a une influence considérable sur les résultats obtenus par simulation.

Cette section a donc pour objectif de présenter certains critères de plasticité afin de pouvoir par la suite choisir le plus adéquat.

2.2.4.1. Critère de Von Mises

Le critère de Von Mises est probablement le critère de plasticité le plus connu et le plus utilisé pour la modélisation des matériaux métalliques. Ce critère, qui a été présenté par Von Mises en 1914, est basé sur le principe que l'énergie de cisaillement nécessaire à la distorsion d'un solide est la même que l'énergie devant être apportée pour déformer un corps solide lors d'un essai de traction monotone. En égalant ces deux quantités d'énergie, on obtient le critère de Von Mises dans un espace à trois dimensions :

$$2\sigma_e^2 = (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2) \quad (2.9)$$

En posant l'hypothèse des contraintes planes, le critère (2.9) se réduit à l'expression suivante :

$$2\sigma_e^2 = (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + \sigma_1^2 + \sigma_2^2 \quad (2.10)$$

Où σ_e représente la limite élastique du matériau resté en traction simple. De leur côté, σ_1 et σ_2 représentent les contraintes principales.

2.2.4.2. Critère de Hosford

En 1972, Hosford propose de remplacer l'exposant 2 du critère de Von Mises par une variable (Hosford, 1972). Cette variable doit toutefois être un nombre entier positif. De cette manière, l'auteur propose un nouveau critère de plasticité qui est en fait une généralisation du critère de Von Mises :

$$(\sigma_{22} - \sigma_{33})^M + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^M + (\sigma_{11} - \sigma_{22})^M = 2\sigma_e^M \quad (2.11)$$

En 1979, l'auteur propose une modification du critère développé afin de prendre en compte l'anisotropie des matériaux. Alors, dans un état de contraintes planes, le critère se réduit à l'expression suivante :

$$(\sigma_{11})^M + (\sigma_{22})^M + R(\sigma_{11} - \sigma_{22})^M = (r+1)\sigma_e^M \quad (2.12)$$

L'intérêt du critère vient du fait qu'il est possible d'ajuster la courbe de ce dernier aux résultats expérimentaux en faisant varier la valeur de l'exposant. De plus, l'auteur a également conclu que la valeur de l'exposant s'apparente à certains types de matériaux (Logan et Hosford, 1980). Par exemple, un exposant ayant une valeur de 6 décrit les matériaux cubiques centrés et un exposant ayant une valeur de 8 décrit les matériaux cubiques à faces centrées. Bien que le critère de Hosford ne soit pas le plus utilisé, il est tout de même d'une importance considérable puisque plusieurs critères de plasticité modernes sont basés sur ce dernier.

2.2.4.3. Critère de Hill

Le critère de Hill (1948) est le tout premier critère de plasticité qui tient en compte du niveau d'anisotropie du matériau (Hill, 1948). Le critère en question est présenté à l'équation (2.13) :

$$2\sigma_e^2 = H(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + F_H(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + G(\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 2N\sigma_{xy}^2 + 2L_H\sigma_{yz}^2 + 2M_H\sigma_{zx}^2 \quad (2.13)$$

Dans un état de contraintes planes, il est possible de simplifier l'équation (2.13). On obtient alors l'expression suivante :

$$2\sigma_e^2 = \sigma_{xx}^2(H + G) + \sigma_{yy}^2(H + F_H) - 2H\sigma_{xx}\sigma_{yy} + 2N\sigma_{xy}^2 \quad (2.14)$$

Pour utiliser le critère, il est nécessaire d'évaluer quatre paramètres : F , G , H et N . Ceux-ci peuvent être déterminés en évaluant les coefficients de Lankford du matériau en question :

$$\begin{cases} F_H = \frac{r_0}{r_{90}(1+r_0)} & G = \frac{1}{(1+r_0)} \\ H = \frac{r_0}{(1+r_0)} & N = \frac{(\pi + 2r_{45})(r_0 + r_{45})}{2r_{90}(1+r_0)} \end{cases} \quad (2.15)$$

Le critère de Hill est l'un des critères les plus utilisés pour évaluer les surfaces d'écoulement des tôles minces. Par contre, ce dernier a de la difficulté à prédire le comportement des matériaux ayant un coefficient d'anisotropie inférieur à 1, comme c'est le cas pour plusieurs alliages d'aluminium (Wu, Hong, & Shiao, 1999). En fait, pour un matériau qui possède un coefficient d'anisotropie inférieur à 1, la limite d'élasticité biaxiale de ce dernier est supérieure à la limite uniaxiale. Le critère de Hill ne permet pas de prédire ce phénomène. Il est donc plus efficace pour modéliser les matériaux ayant un coefficient supérieur à 1.

2.2.4.4. Critère de Barlat (YLD89)

Le critère de Barlat (Barlat et Lian, 1989), développé en 1989 et basé sur les travaux de Hosford, est un critère de plasticité dans un état de contrainte plane qui est généralement bien adapté aux alliages d'aluminium. Le critère est présenté à l'équation (2.16) :

$$2\sigma_e^M = a(k_1 + k_2)^M + a(k_1 - k_2)^M + c(2k_2)^M \quad (2.16)$$

Où M est un exposant entier positif. De leur côté, les valeurs de k_1 et k_2 sont données par l'équation suivante.

$$k_1 = \frac{\sigma_{11} + h_b\sigma_{22}}{2}; \quad k_2 = \left[\left(\frac{\sigma_{11} - h\sigma_{22}}{2} \right)^2 + p^2\sigma_{12}^2 \right]^{1/2} \quad (2.17)$$

Les variables a , c , h , et p sont des paramètres qui peuvent être déterminés à l'aide des coefficients de Lankford :

$$\begin{aligned}
a &= 2 - 2\sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \cdot \frac{r_{90}}{1+r_{90}}} \\
c &= 2 - a \\
h_b &= \sqrt{\frac{r_0}{1+r_0} \cdot \frac{1+r_{90}}{r_{90}}}
\end{aligned} \tag{2.18}$$

Pour évaluer p , il est nécessaire de résoudre une équation différentielle numériquement. Par exemple, dans le logiciel d'éléments finis HyperWork de la suite Altair, ce dernier résout l'équation suivante :

$$\frac{2M \cdot \sigma_y^M}{\left(\frac{\delta F}{\delta \sigma_1} + \frac{\delta F}{\delta \sigma_2} \right) \sigma_{45}} - 1 - r_{45} = 0 \tag{2.19}$$

Les principaux avantages de ce critère sont les suivants (Banabic, 2010) :

- Le critère est assez simple d'utilisation et ne requiert pas un nombre élevé de coefficients
- Prédit bien le comportement des alliages d'aluminium ayant un faible niveau d'anisotropie
- En choisissant convenablement la valeur de l'exposant M , il est possible d'obtenir une bonne corrélation avec les résultats expérimentaux

Dans le même ordre d'idée, ce critère de plasticité comporte également quelques inconvénients (Banabic, 2010).

- Le modèle ne prédit pas avec justesse la limite élastique biaxiale pour les matériaux ayant un taux d'anisotropie important
- Les coefficients du critère de plasticité n'ont aucune signification physique

2.2.4.5. Critère de Barlat (YLD2000-2D)

Le critère de plasticité YLD2000-2D développé par Barlat (F. Barlat, Brem, Yoon, Chung, et Dick, 2003) peut être considéré comme une évolution du critère YLD89 développé par le même auteur en 1989. Ce critère est défini de la façon suivante :

$$\phi = \phi' + \phi'' = 2\sigma_e^M \tag{2.20}$$

Où,

$$\phi' = |S'_1 - S'_2|^M \quad \phi'' = |S''_1 - S''_2|^M + |2S''_1 - S''_2|^M \tag{2.21}$$

Les variables $S'_{1,2}$ et $S''_{1,2}$ sont les valeurs principales de la transformation linéaire des déviateurs de contraintes \mathbf{S}' et \mathbf{S}'' . Ceux-ci sont définis de la manière suivante :

$$\begin{bmatrix} S'_{xx} \\ S'_{yy} \\ S'_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C'_{11} & C'_{12} & 0 \\ C'_{21} & C'_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C'_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} S_{xx} \\ S_{yy} \\ S_{xy} \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{bmatrix} S''_{xx} \\ S''_{yy} \\ S''_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C''_{11} & C''_{12} & 0 \\ C''_{21} & C''_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C''_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} S_{xx} \\ S_{yy} \\ S_{xy} \end{bmatrix} \quad (2.22)$$

Dans l'équation (2.22), \mathbf{C}' et \mathbf{C}'' sont des matrices de transformation linéaire, S_{xx} , S_{yy} et S_{xy} sont les composants du déviateur des contraintes et x et y représentent respectivement les directions longitudinale et transverse par rapport au laminage. La transformation peut aussi être appliquée sur le tenseur de contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ comme il est illustré à l'équation (2.23) :

$$\begin{aligned} \mathbf{S}' &= \mathbf{C}'\mathbf{S} = \mathbf{C}''\mathbf{T}\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{L}'\boldsymbol{\sigma} \\ \mathbf{S}'' &= \mathbf{C}''\mathbf{S} = \mathbf{C}'''\mathbf{T}\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{L}''\boldsymbol{\sigma} \end{aligned} \quad (2.23)$$

Où \mathbf{S} est le déviateur de contraintes initial, \mathbf{S}' le déviateur à la suite de la première transformation linéaire et \mathbf{S}'' le déviateur résultant de la deuxième transformation linéaire.

De son côté, la matrice de transformation \mathbf{T} est égale au résultat suivant :

$$\mathbf{T} = \begin{bmatrix} 2/3 & -1/3 & 0 \\ -1/3 & 2/3 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \quad (2.24)$$

De cette façon, on peut obtenir \mathbf{L}' et \mathbf{L}'' comme suit :

$$\begin{bmatrix} L'_{11} \\ L'_{12} \\ L'_{21} \\ L'_{22} \\ L'_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 2/3 & 0 & 0 \\ -1/3 & 0 & 0 \\ 0 & -1/3 & 0 \\ 0 & 2/3 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \alpha_1 \\ \alpha_2 \\ \alpha_7 \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \begin{bmatrix} L''_{11} \\ L''_{12} \\ L''_{21} \\ L''_{22} \\ L''_{66} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} -2 & 2 & 8 & -2 & 0 \\ 1 & -4 & -4 & 4 & 0 \\ 4 & -4 & -4 & 1 & 0 \\ -2 & 8 & 2 & -2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 9 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \alpha_3 \\ \alpha_4 \\ \alpha_5 \\ \alpha_6 \\ \alpha_8 \end{bmatrix} \quad (2.25)$$

Les coefficients α_i permettent de décrire le comportement anisotrope d'un matériau. Ceux-ci peuvent être évalués à partir des propriétés mécaniques du matériau étudié en résolvant numériquement certaines équations. Une étude effectuée par Barlat et Yoon (Barlat, Yoon et Cazacu, 2007) présente ces équations. Il devient alors possible d'exprimer le critère de plasticité en fonction de ces coefficients :

$$\begin{aligned}\phi &= \left| \alpha_1 S_{xx} - \alpha_2 S_{yy} \right|^M + \left| \alpha_3 S_{xx} - 2\alpha_4 S_{yy} \right|^M + \left| 2\alpha_5 S_{xx} - \alpha_6 S_{yy} \right|^M \quad (\sigma_{xy} = 0) \\ \phi &= \left| 2\alpha_7 S_{xy} \right|^M + 2 \left| \alpha_8 S_{xy} \right|^M \quad (\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = 0)\end{aligned}\quad (2.26)$$

Ce critère, implémenté dans plusieurs logiciels de simulation comme Hypermesh et LS-Dyna, a été utilisé à plusieurs reprises pour modéliser le comportement mécanique de tôles minces. Par exemple, une étude traitant de l'amincissement anisotrope de l'alliage d'aluminium 6014-T4 a été effectuée par Yoon (Yoon, Barlat, Dick, Chung, & Kang, 2004). Ce critère de plasticité a également été utilisé pour évaluer de manière numérique les courbes CLF de divers alliages d'aluminium (Chiba, Takeuchi, Kuroda, Hakoyama, & Kuwabara, 2013) (Yuan, Wan et Wu, 2017).

2.2.4.6. Critère de Banabic-Balan-Comsa (BBC)

Basé sur les travaux de Barlat, un nouveau critère de plasticité, le critère BBC (Banabic, Balan et Comsa, 2000), a été proposé par Banabic, Balan et Comsa en 2000. Ce dernier a également été modifié dans les années subséquentes, afin d'améliorer les performances du critère et pour faciliter son implantation dans les logiciels de simulations numériques (Banabic, Aretz, Comsa, & Paraianu, 2005). L'équation gouvernant le critère est la suivante :

$$\sigma_e = \left[a_{bbc} (\Gamma + \Psi)^{2M} + a_{bbc} (\Gamma - \Psi)^{2M} + (1 - a_{bbc}) (2\Lambda)^{2M} \right]^{\frac{1}{2M}} \quad (2.27)$$

Pour ce critère, l'exposant k est un entier positif. Pour un matériau cubique centré, il a été déterminé qu'une valeur de 3 était satisfaisante. Du côté des matériaux cubiques à faces centrées, une valeur de 4 est mieux adaptée. Les valeurs des paramètres Γ , Ψ et Λ sont définies de la manière suivante pour un état de contraintes planes :

$$\begin{cases} \Gamma = \frac{\sigma_1 + M\sigma_2}{2} \\ \Psi = \sqrt{\frac{(N\sigma_1 - P\sigma_2)^2}{4} + Q^2\sigma_{12}\sigma_{21}} \\ \Lambda = \sqrt{\frac{(R\sigma_1 - S\sigma_2)^2}{4} + T^2\sigma_{12}\sigma_{21}} \end{cases} \quad (2.28)$$

Les variables M , N , P , Q , R , S et T sont des paramètres du matériau utilisé. Ce critère, utilisé par le logiciel de simulation AutoForm, a été utilisé dans plusieurs études. Par exemple, Banabic (Banabic et Sester, 2012) a démontré que le critère de plasticité permet de

prédire avec justesse le comportement anisotrope des alliages d'acier et d'aluminium. Le critère a également été implémenté dans une analyse de Marciniak-Kuczynski pour déterminer les limites de formabilité de l'alliage d'aluminium 5182-O (Banabic et Siegert, 2004). Les résultats de cette étude ont permis de conclure que cette approche permettait de prédire la courbe CLF avec succès. Selon une étude (Janbakhsh, Djavanroodi et Riahi, 2012), le critère BBC est plus efficace que le critère de Hill pour prédire les limites de formabilité de certains alliages d'aluminium. Il a également été démontré que ce critère et le critère YLD2000-2D étaient essentiellement le même (Barlat, Yoon et Cazacu, 2007). En effet, selon cette étude, seule la procédure établie pour arriver au critère est différente.

2.2.4.7. Choix du critère de plasticité

Tout comme il a été mentionné précédemment, le critère de plasticité a une influence substantielle sur les résultats obtenus par simulation numérique. Il est donc important de choisir un critère permettant de prédire le comportement du matériau lors d'un emboutissage. En se basant sur ce critère de sélection uniquement, il va de soi que les critères de plasticité les plus complexes comme le YLD2000-2D et le BBC2003 remportent la palme haut la main. Par contre, il est aussi pertinent de vérifier la disponibilité du critère de plasticité dans le logiciel de simulation utilisé ainsi que le nombre de paramètres qui doivent être identifiés expérimentalement. Le tableau 2 résume donc les critères de sélection pour le choix du critère de plasticité.

Tableau 2 : Paramètres requis pour utiliser le critère de plasticité

Critère	σ_0	σ_{45}	σ_{90}	σ_b	r_0	r_{45}	r_{90}	r_b	Disponibilité dans Hypermesh
Von Mises	x								x
Horsford79	x				x		x		
Hill48	x				x	x	x		x
YLD89	x				x	x	x		x
YLD2000-2D	x	x	x	x	x	x	x	x	x
BBC2003	x	x	x	x	x	x	x	x	

Étant donné que les critères Horsford79 et BBC2003 ne sont pas disponibles dans le logiciel utilisé, il est évident que ceux-ci ne seront pas retenus. De son côté, le critère de Von Mises ne tient pas en compte de l'anisotropie du matériau, il n'est donc pas adapté aux besoins des simulations du projet. De plus, certains problèmes ont été rencontrés lors de l'utilisation du critère YLD2000-2D dans le logiciel. Celui-ci a ainsi été écarté

également. À la lumière de cette analyse, le critère Hill48 et le critère YLD89 seront retenus. D'un point de vue industriel, ces deux critères sont également très avantageux puisqu'il suffit de réaliser des essais de traction uniaxiale pour évaluer les divers paramètres des critères. De leur côté, les critères de plasticité plus complexe comme le YLD2000-2D nécessitent des essais de caractérisation plus complexes et plus difficiles d'accès dans un contexte industriel.

2.2.5. Instabilités des déformations plastiques

Bien que les alliages d'aluminium possèdent des avantages indéniables par rapport à certains matériaux, ceux-ci ont également des inconvénients à propos de la formabilité. Comparativement aux divers aciers, les alliages d'aluminium sont mal maîtrisés et leur comportement reste parfois mal prédit. En effet, l'apparition d'instabilité à la surface des pièces complexifie fortement la mise en forme de l'aluminium ce qui, par le fait même, en augmente le coût et les délais de fabrication. Ces phénomènes se nomment respectivement Piobert-Lüders et Portevin-Le Chatelier. Ces deux phénomènes se manifestent dans les alliages d'aluminium qui possèdent un taux de magnésium généralement supérieur à 2 % (Romhanji, Popovi, Gliši, Stefanovi, & Milovanovi, 2004). Ces phénomènes touchent donc les alliages de la série 5000, ce qui nuit par le fait même à l'utilisation de ces derniers. Puisque les alliages étudiés dans le cadre de ce document possèdent un taux de magnésium supérieur à 2 %, il devient pertinent d'approfondir ces deux sujets pour être en mesure d'expliquer certains résultats obtenus ultérieurement. En effet, ces instabilités peuvent avoir une influence considérable sur l'écrouissage des matériaux étudiés, il est donc important de ne pas les négliger.

2.2.5.1. Plateau de Piobert-Lüders

La propagation des bandes de Lüders est occasionnée par un accroissement rapide de la densité de dislocations mobiles dans la pièce au début de l'écoulement plastique (Bailon et Dorlot, 2000). En fait, cet accroissement est causé par le désencrage des dislocations qui avaient été piégées par les atomes de soluté à la suite d'une déformation plastique, comme une opération de laminage, et d'une exposition suffisamment longue en température pour permettre aux atomes de soluté d'ancrer ces dislocations. Ce phénomène peut être observé sur la courbe effort-déformation d'un essai de traction par la présence d'un plateau qui se situe à la fin de la zone de comportement élastique comme le montre la figure 7. Ces bandes, visibles lors de l'emboutissage d'une feuille d'aluminium, peuvent nuire à la formabilité de cette dernière. Par ailleurs, il a été démontré de manière expérimentale par

Marais (Marais, Mazière, Forest, Parrot, & Delliou, 2012) que cette instabilité dépend de la vitesse de déformation et de la température. Selon les paramètres d'emboutissage utilisés, il devient même possible d'éliminer complètement ce phénomène.

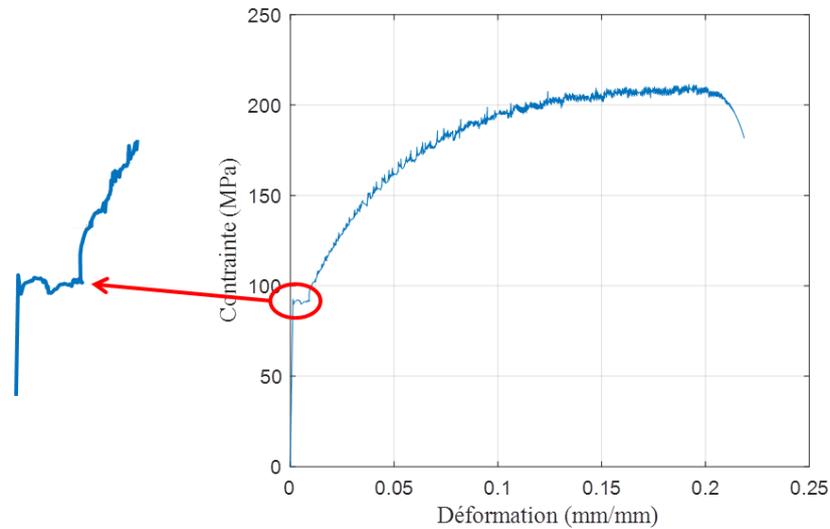


Figure 7 : Représentation schématique du plateau de Piobert-Lüders

2.2.5.2. Effet Portevin-Le Chatelier

L'effet PLC est caractérisé par l'apparition de sauts de contraintes ou d'oscillations sur la courbe effort-déformation d'un essai de traction (Bouabdallah, 2006) comme il est possible de le remarquer à la figure 8. Lors de la mise en forme par emboutissage d'une pièce, ceci se traduit par l'apparition de bandes visibles à l'œil à la surface de la pièce qui entraînent de fortes variations de contrainte. Selon Yilmaz (Yilmaz, 2011), cette instabilité dépend également de la vitesse de déformation et de la température. Il est donc possible d'éliminer complètement ce phénomène en optimisant les paramètres du procédé de mise en forme utilisé.

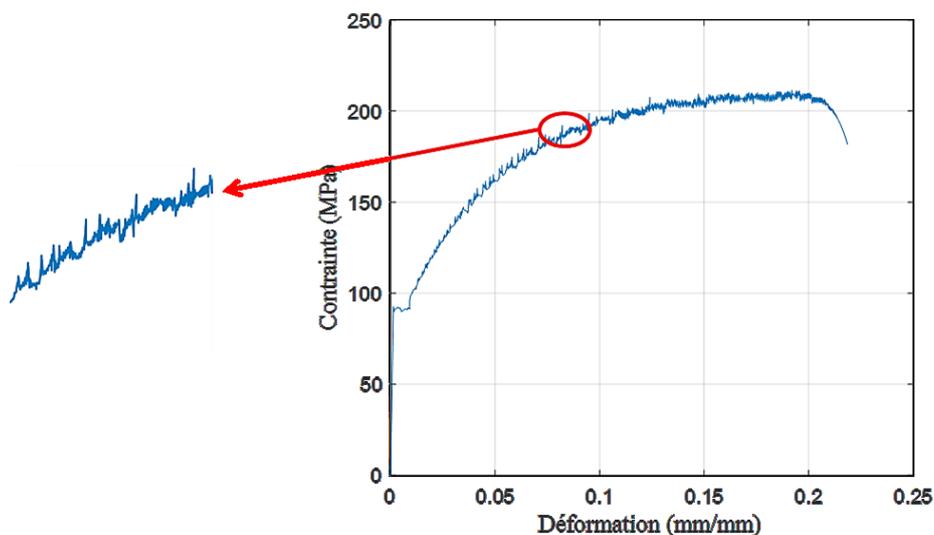


Figure 8 : Oscillations occasionnées par l'effet Portevin-Le Chatelier

2.2.5.3. Influence des instabilités sur la formabilité des alliages d'aluminium

En raison de ces phénomènes, la formabilité des tôles d'aluminium est diminuée à température ambiante et des bandes peu esthétiques apparaissent à la surface des tôles une fois que celles-ci ont été embouties. Dans le domaine automobile, ces bandes non désirables limitent souvent l'utilisation des alliages de la série 5000 aux panneaux intérieurs de la carrosserie (Coër, 2013). C'est aussi pourquoi les alliages de la série 6000 sont privilégiés pour les revêtements esthétiques. Cependant, puisque ces phénomènes dépendent de la température et de la vitesse de déformation, il est concevable de les éliminer en ayant une bonne maîtrise des procédés de mise en forme à chaud.

2.3. Méthodes de caractérisation expérimentales

Lors du développement d'un modèle de simulation numérique, il est important de définir convenablement les entrants du modèle en lien avec les matériaux utilisés. Pour ce faire, il est préalablement nécessaire d'effectuer une caractérisation expérimentale rigoureuse des propriétés mécaniques des matériaux. Dans cette perspective, une multitude d'essais de caractérisation mécanique et de formabilité des matériaux sont présentés dans cette section. Ceux-ci sont ensuite comparés afin de déterminer les essais les plus pertinents pour la suite du projet. De plus, une revue de littérature traitant des diagrammes de formabilité des alliages d'aluminium déterminé de manière expérimentale est présentée.

2.3.1. Caractérisation de l'écoulement des contraintes

Il existe plusieurs essais qui permettent de déterminer l'écoulement des contraintes des matériaux métalliques. Les principaux sont ici présentés et ensuite comparés.

2.3.1.1. Essais de traction uniaxiale

Le test de traction uniaxiale, régi par la norme ASTM E8, est l'un des tests les plus utilisés pour effectuer une caractérisation mécanique d'un matériau donné. Un essai de traction typique consiste à appliquer une force longitudinale, selon un taux de déformation spécifié, sur un échantillon de test normalisé jusqu'à la rupture de ce dernier (Bouatia, 2005). Ce test permet de déterminer plusieurs propriétés mécaniques du matériau :

- Les propriétés élastiques (Module de Young, coefficient de Poisson)
- Les limites élastiques et ultimes
- L'élongation maximale
- Les caractéristiques d'écrouissage
- L'anisotropie

Cet essai permet en fait d'obtenir une courbe qui exprime la force appliquée sur l'échantillon en fonction de l'allongement de l'échantillon. L'utilisation d'un extensomètre ou l'application de la méthode de corrélation d'images sont deux techniques permettant une mesure précise du déplacement de l'échantillon dans les deux directions longitudinale et transversale. Cela permet par la suite de caractériser l'anisotropie du matériau. Un autre avantage de cet essai est qu'il permet d'obtenir l'écoulement plastique d'un matériau sous divers chemins de déformation en changeant la forme de l'échantillon testé. Bien que cet essai soit simple d'utilisation et très polyvalent, celui-ci est toutefois limité par le phénomène de striction qui limite le niveau de déformation homogène à une valeur de 20-25 %. Il est donc plus difficile de caractériser le comportement d'un matériau subissant de grandes déformations.

L'essai de traction simple a souvent été utilisé dans la littérature pour évaluer sous différentes conditions, les propriétés mécaniques des alliages d'aluminium. À titre d'exemple, concernant la série 5000, Coër (Coër, 2013) a évalué l'écoulement plastique de l'alliage d'aluminium AA5754-O pour une plage de température allant de 25 à 200 °C. De son côté, O. Dion (Dion-Martin, 2007) a utilisé l'essai de traction pour caractériser l'écoulement plastique et l'anisotropie du AA5754-O pour ensuite intégrer les résultats obtenus dans un modèle de simulation numérique basé sur le critère de plasticité YLD2000-2D.

2.3.1.2. Essais de tension biaxiale

L'essai de traction biaxiale consiste à appliquer simultanément un effort sur l'échantillon testé selon deux directions perpendiculaires. Pour ce faire, un échantillon cruciforme (Figure 9) est fixé par ses quatre extrémités à l'aide des mors de la machine de traction biaxiale. Les efforts sont appliqués ensuite simultanément dans les deux directions de fixation. Les déplacements de la zone centrale de l'échantillon sont ensuite obtenus, généralement par corrélation d'images, en fonction des efforts appliqués. L'objectif de ce test est de simuler un cas de chargement relativement complexe pouvant être rencontré pendant le cycle de vie d'une pièce mécanique donnée.

Ce test devient également très intéressant lorsque l'on désire vérifier le comportement mécanique de métal en feuille puisque, sous un mode d'étirement biaxial, il est possible d'obtenir des déformations plus élevées. Cependant, l'utilisation des échantillons cruciformes limite l'étendue de l'application de ce test dû à l'hétérogénéité des déformations développées au centre de l'échantillon (Chu, 2013). Il est donc assez ardu

d'obtenir directement une courbe contraintes-déformations en utilisant cet essai, ce qui limite son application. L'essai est également limité à un seul type de déformation soit la déformation biaxiale.

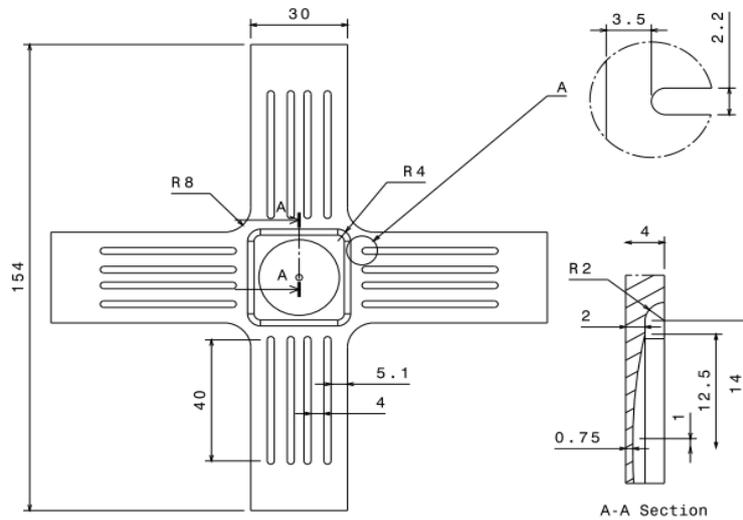


Figure 9 : Échantillon en forme de croix (Leotoing, 2015)

Certains chercheurs ont utilisé cet essai pour caractériser le comportement sous chargement biaxial de certains alliages d'aluminium. Par exemple, Li (Li et Ghosh, 2004) a vérifié l'aptitude de mise en forme des alliages AA5754, AA5182 et AA6111-T4 en température.

2.3.1.3. Essais de compression plane

Le test de compression plane ou l'essai de Ford consiste essentiellement à comprimer une mince plaque de métal à l'aide de deux plateaux qui se situent de chaque côté de la plaque (Figure 10). Des forces de compression viennent réduire progressivement l'épaisseur de la plaque métallique. Le suivi de l'évolution de la force appliquée en fonction de l'écrasement de l'échantillon testé nous permet de tracer sa courbe contrainte-déformation

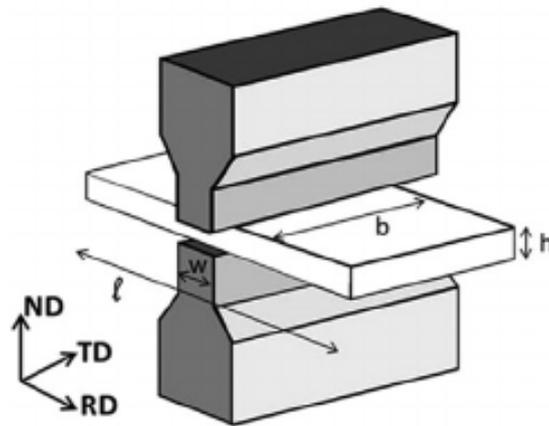


Figure 10 : Principe de l'essai de compression plane (Pinna, Lan, Kiu, Efthymiadis, & Lopez-Pedrosa, 2015)

Le test de compression plane est une bonne solution de remplacement au test de traction uniaxiale spécialement pour des taux élevés de déformation puisque la nature de ce test permet d'éliminer le phénomène de striction. Cependant, il est plus difficile pour cet essai de prendre des mesures directement sur l'échantillon que pour un essai de traction simple, puisque la déformation du matériau, lors de l'essai, s'effectue entre les deux mâchoires du montage. Il existe toutefois des techniques décrites dans la littérature (Loveday et al., 2006) permettant de pallier ce problème. Ces techniques sont présentées ultérieurement à la section 3.2.4.

Bien que l'utilisation de cet essai soit moins fréquente, il existe tout de même plusieurs études qui traitent du comportement en compression plane des matériaux. Par exemple, Gelin (Gelin, Ghouati et Shahani, 1994) a effectué des essais de compression plane en température sur les alliages d'aluminium AA1050, AA1198, AA3003 et AA3004 pour ensuite développer un modèle permettant de simuler l'essai en question. L'essai a également été utilisé pour évaluer le comportement de l'acier AISI-304 en température (Aksenov, Kliber, Puzino, & Bober, 2015).

2.3.1.4. Essai de cisaillement

L'essai de cisaillement monotone peut être utilisé pour évaluer l'écoulement des contraintes d'un matériau en plus de déterminer le module de cisaillement et la limite ultime en cisaillement de ce dernier. Pour ce type de déformation, il n'y a pas manifestation du phénomène de striction. Il est donc possible de caractériser l'écoulement d'un matériau sous de grandes déformations, ce qui est un des avantages de l'essai de cisaillement. Bien que l'essai requière un outillage complexe, ce dernier est facilement

réalisable sur une machine de traction. La figure 11 présente un exemple de l'outillage utilisé.



Figure 11 : Exemple d'outillage pour l'essai de cisaillement

Lors de la réalisation de cet essai, il est primordial de s'assurer qu'il n'y ait pas de glissement au niveau de l'échantillon puisque cela pourrait biaiser les résultats obtenus. Il est également suggéré d'utiliser un système de corrélation d'images afin de mesurer les déformations de l'échantillon. En fait, comme la déformation de l'échantillon n'est pas homogène, surtout aux extrémités de celui-ci, il est alors nécessaire d'évaluer ces déformations au centre de l'échantillon. À cause de la complexité de l'essai, il est généralement judicieux d'effectuer des essais préliminaires afin de valider les performances du montage.

L'essai de cisaillement monotone a été utilisé à maintes reprises dans la littérature pour caractériser l'écoulement plastique de certains matériaux. En outre, le comportement en grandes déformations de l'alliage AA6111 a été vérifié à température ambiante par Bouatia (Bouatia, 2005). De plus, l'essai a été utilisé pour évaluer le comportement d'un alliage d'aluminium superplastique AL-Mg pour des températures avoisinant les 500 °C (Bae et Ghosh, 2003).

2.3.2. Caractérisation de la formabilité

Lors de la modélisation d'un procédé de formage, il est pertinent de connaître les états limites des matériaux utilisés. Cette section présente donc les principaux essais qui permettent d'évaluer ces limites. Ceux-ci sont généralement utilisés pour tracer la courbe CLF des matériaux.

2.3.2.1. Essais de Nakazima et de Marciniak

Le test de Nakazima et le test de Marciniak sont deux essais qui permettent de déterminer les courbes limites de formage d'un métal en feuille. L'idée principale de ces tests est de venir déformer une feuille de métal jusqu'à la rupture de cette dernière à l'aide d'un poinçon pendant que la feuille en question est encastrée par ses flancs à l'aide de serres. En faisant varier la largeur des échantillons entre chaque essai (voir figure 12), il devient possible d'effectuer une mesure pour différents chemins de déformation. Les valeurs limites obtenues avant la rupture de chaque échantillon sont ensuite utilisées pour tracer la courbe de formabilité.



Figure 12 : Échantillons typiques pour différents chemins de déformation

La différence majeure entre les deux tests est en fait le type de poinçon utilisé. En effet, le test de Nakazima utilise un poinçon de type sphérique tandis que le test de Marciniak privilégie un poinçon cylindrique plat Figure 13. Le test de Maciniak est également considéré comme étant sans friction, ce qui n'est pas le cas pour le test de Nakazima (Quaak, 2008). Il est donc nécessaire d'utiliser un lubrifiant lors de ce dernier.

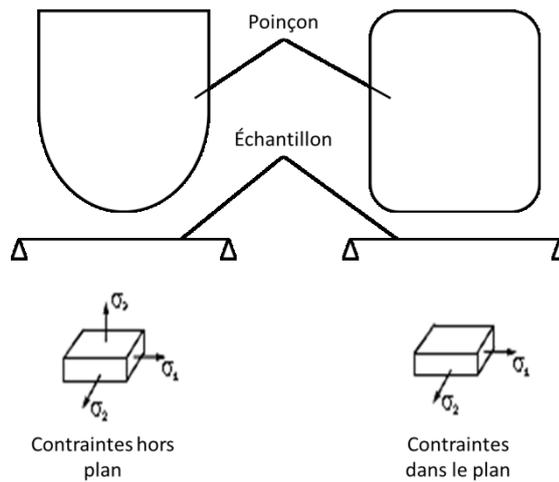


Figure 13 : Poinçons utilisés (à gauche Nakazima, à droite Marciniak)

Comme il est indiqué sur la figure 13, l'essai de Nakazima comporte des déformations hors plan, ce qui a une influence sur les chemins de déformation rencontrés lors de l'essai. En effet, les chemins de déformation changent légèrement de direction au cours de l'essai (M. Abspoel et coll., 2011), ce qui fait en sorte qu'il est plus difficile d'obtenir un point sur la courbe CLF représentant un état de déformation purement biaxial.

De son côté, les déformations engendrées par l'essai de Marciniak sont exclusivement dans le plan. Par contre, une bonne maîtrise de l'essai est de mise pour que la rupture de l'échantillon se produise à l'endroit prévu (C.C. Tasan, Hoefnagels, Dekkers, & Geers, 2012). La figure 14 présente les divers modes de rupture pouvant être rencontrés lors de la réalisation d'un essai de Marciniak. L'essai de Marciniak ne peut être considéré comme valable que dans le cas de la rupture dans la zone centrale de l'échantillon (Figure 14 c)).



Figure 14 : Type de rupture rencontré pendant l'essai de Marciniak (C.C. Tasan et al., 2012)

Plusieurs chercheurs ont étudié la formabilité des matériaux à l'aide de ces tests. Par exemple, l'essai de Nakazima a été utilisé pour tracer le diagramme de formabilité de l'alliage de magnésium AZ31-O (Liu, 2012), de certains alliages d'acier (S. B. Kim, Huh, Bok, & Moon, 2011) (Ján Slota, Jurčičin, Spišák, Tomáš, et Šiser, 2015) et de quelques alliages d'aluminium (Xiaoqiang Li, Song, Guo, et Sun, 2013) (Yuan, Wan et Wu, 2017).

L'essai a également été utilisé à plusieurs reprises dans le but de créer une base expérimentale de diagrammes de formabilité pour ensuite comparer les résultats obtenus par simulation numérique aux résultats expérimentaux (Li, Song et Guo, 2012) (Panich, Uthaisangsuk, Juntaratin, & Suranuntchai, 2011). En ce qui concerne l'essai de Marciniak, celui-ci a également été utilisé pour les mêmes applications pour divers matériaux (M. Abspoel et coll., 2011) (Chu, 2013) (Makkouk et coll., 2008).

2.3.2.2. Essai de traction simple

Comme il a été mentionné à la section 2.3.1.1, il est possible de tracer un diagramme de formabilité en utilisant une série d'essais de traction simple. Pour ce faire, il est nécessaire d'utiliser des échantillons avec des formes différentes. La figure 15 présente des échantillons typiquement utilisés pour réaliser ce type de test.

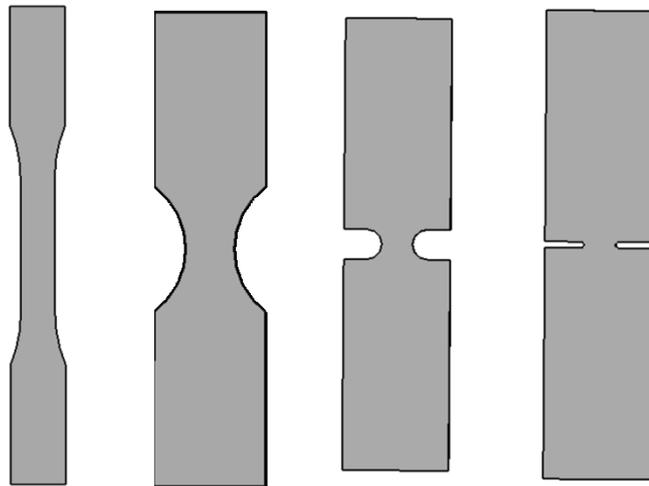


Figure 15 : Échantillons typiques pour les essais de traction simple

Bien que cet essai soit facile à mettre en œuvre, celui-ci permet uniquement de tracer la courbe CLF de la partie gauche du diagramme uniquement. Il est donc nécessaire d'utiliser un autre essai pour compléter la courbe de la partie à la droite du diagramme. Une étude réalisée par Schwindt (Schwindt, Stout, Iurman, & Signorelli, 2015) a comparé les résultats obtenus par cette technique aux résultats obtenus par l'essai de Nakazima.

2.3.2.3. Essais d'emboutissage hydraulique

L'essai d'emboutissage hydraulique est similaire à l'essai de Nakazima. Pour ce test, on utilise plutôt la pression d'un fluide pour réaliser l'emboutissage. Cet essai est très utile pour caractériser les contraintes d'écoulement biaxiales d'un matériau (Marandi, Jabbari, Sedighi, & Hashemi, 2017). La figure 16 présente un schéma de l'essai.

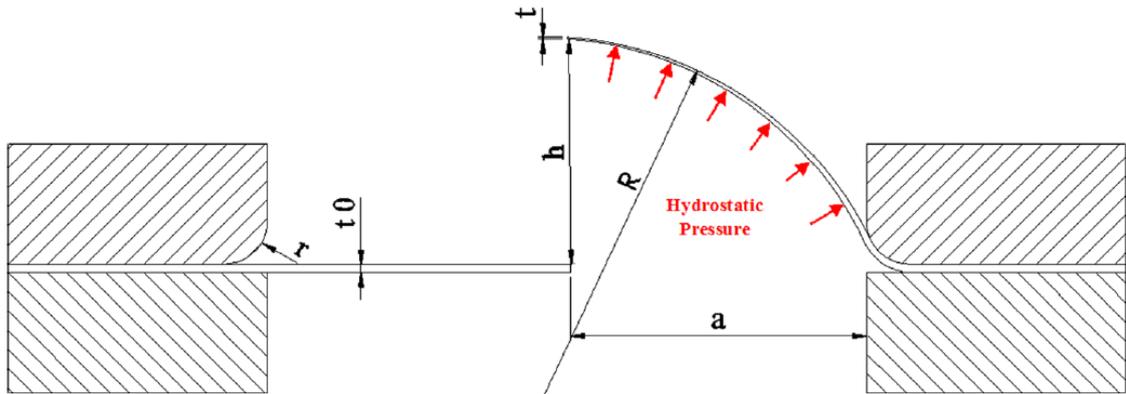


Figure 16 : Schéma de l'essai d'emboutissage hydraulique (Marandi et al., 2017)

Un des avantages principaux de cet essai est l'absence de contact dans la zone d'intérêt. Il n'y a donc pas de frottement et de contrainte géométrique engendrés par un outil. Cependant, cet essai permet de tracer uniquement la partie droite du diagramme de formabilité. Il faut donc avoir recours à un autre essai pour compléter le diagramme. Bien que cet essai soit moins utilisé que l'essai de Nakazima et l'essai de Marciniak, celui-ci a été utilisé pour tracer la partie droite du diagramme de formabilité de l'acier DC04 (Lazarescu *et coll.*, 2012).

2.3.3. Choix des technologies pour l'évaluation des courbes CLF

Comme il a été vu précédemment, il existe plusieurs types de tests qui offrent la possibilité de caractériser l'écoulement plastique ou la formabilité d'un matériau. Ceux-ci comportent chacun leurs avantages et leurs désavantages. Par conséquent, il est pertinent de les classer selon certains critères afin de choisir les méthodes de test les plus appropriées pour obtenir les résultats escomptés.

Pour les essais permettant de caractériser l'écoulement plastique d'un matériau, les critères sont la simplicité du test, la possibilité de faire les tests sur place, la répétabilité et la reproductibilité des résultats obtenus. En analysant la section 2.3.1, il est possible de faire ressortir les points importants.

- L'essai de traction simple est de loin l'essai le plus simple à réaliser. Par contre, ce dernier est limité en déformation à cause du phénomène de striction.
- Concernant la traction biaxiale, le laboratoire de recherche CTA-BRP-UdeS n'est pas équipé du matériel nécessaire.
- Bien que l'essai de cisaillement permette de vérifier le comportement d'un matériau pour des déformations élevées, celui-ci est plus difficile à mettre en

œuvre. En effet, il est nécessaire d'utiliser la corrélation d'image pour obtenir des résultats pertinents et de s'assurer qu'il n'y ait pas de glissement entre l'échantillon testé et les mors pendant le test.

- L'essai de compression plane permet également d'obtenir des déformations élevées dues à l'absence de la striction durant ce test. Bien que la prise de résultats soit plus complexe que pour un essai de traction, celle-ci reste tout de même accessible.

À la lumière des points précédents, l'essai de traction simple est le plus approprié en raison de sa simplicité, de son efficacité et de sa fiabilité. Étant un essai bien connu, il est plus facile d'obtenir des résultats reproductibles. De plus, l'essai de compression plane sera également utilisé afin de vérifier le comportement des alliages étudiés sous de grandes déformations.

En ce qui concerne les essais permettant d'évaluer la formabilité des matériaux, les points importants sont les suivants.

- L'essai de traction simple et l'essai d'emboutissage hydraulique ne permettent pas d'obtenir une courbe CLF complète, il est donc nécessaire d'utiliser une autre méthode pour compléter la courbe.
- Aucun équipement ne permet de réaliser sur place l'essai d'emboutissage hydraulique.
- L'essai de Nakazima est plus simple que l'essai de Marciniak. De plus, il est important d'avoir une bonne maîtrise de l'essai de Marciniak pour que la rupture des échantillons se produise au centre de l'échantillon testé. Cette incertitude n'est pas présente avec l'essai de Nakazima.

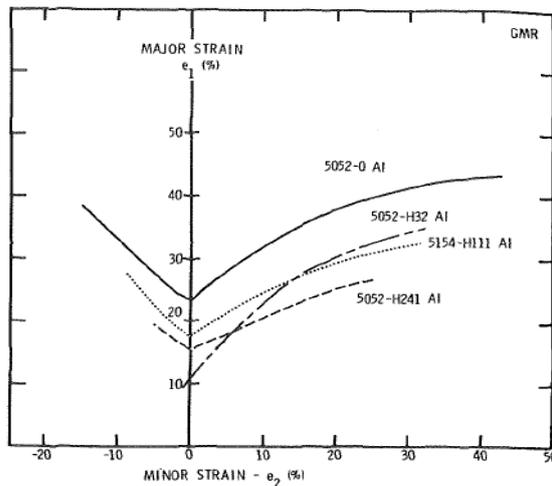
L'essai choisi pour caractériser la formabilité des alliages à l'étude est donc l'essai de Nakazima.

2.3.4. Revue de littérature des diagrammes de formabilité des alliages

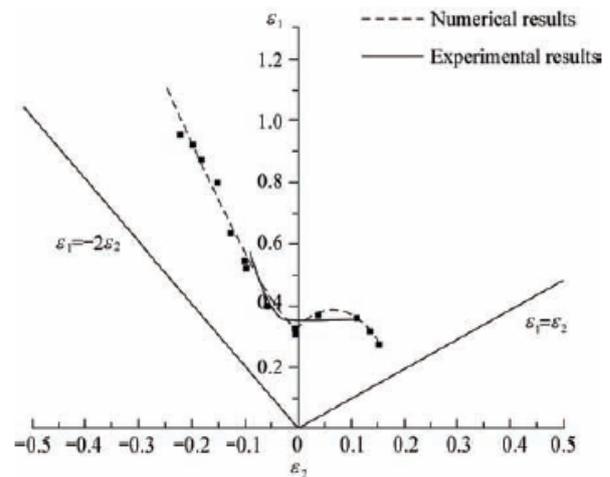
Cette section a pour objectif de présenter les diagrammes de formabilité, qui ont été déterminés de manière expérimentale dans la littérature, des alliages à l'étude, soit le AA5052-H36, le AA5052-O et le AA5083-O. Ceci a permis en comparant les résultats obtenus par divers auteurs, de valider la pertinence de réaliser des essais d'emboutissage en laboratoire puisqu'il y a beaucoup de variation dans les résultats disponibles dans la littérature.

2.3.4.1. Diagramme de formabilité de l'alliage AA5052

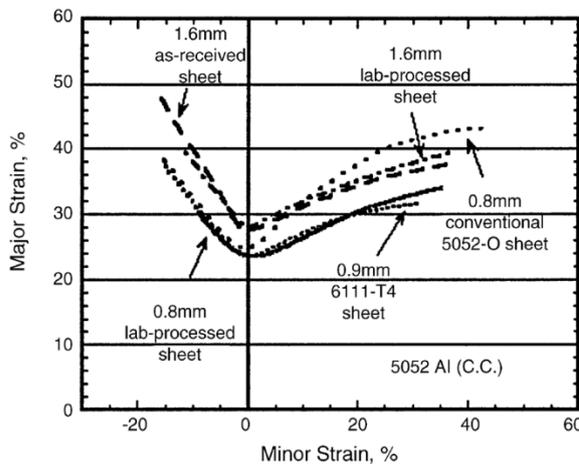
Étant donné que l'alliage d'aluminium AA5052 est un alliage couramment utilisé en industrie, plusieurs chercheurs se sont penchés sur la caractérisation expérimentale de son comportement mécanique. Par contre, peu de ceux-ci ont étudié les limites de formabilité de cet alliage. Ceci peut être expliqué par le fait que les domaines de l'automobile et de l'aéronautique utilisent très peu cet alliage. Pour ces domaines, la prédiction de la formabilité des tôles minces est un facteur très important, alors les recherches sur le sujet sont généralement concentrées sur les alliages utilisés par l'industrie. La figure 17 présente quelques diagrammes de formabilité du AA5052-O trouvés dans la littérature.



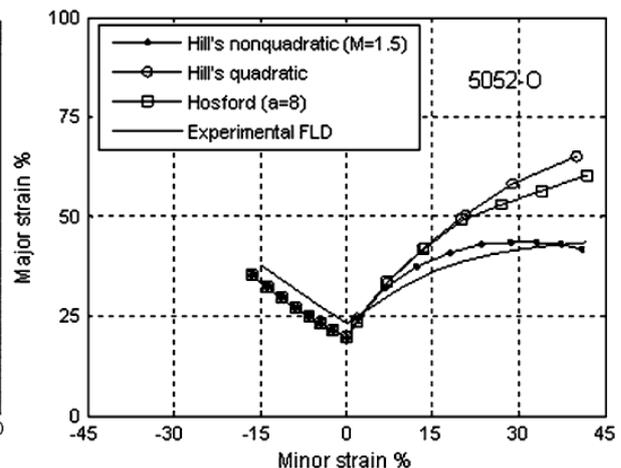
a) (Hecker, 1975)



b) (Min, Fuguo, & Zhigang, 2011)



c) (Zhu, Ghosh, & Maruyama, 2006)



d) (Noori & Mahmudi, 2007)

Figure 17 : Diagrammes de formabilité du AA5052-O

En regardant la figure 17 de plus près, on peut remarquer qu'il y a une variation relativement importante entre les divers diagrammes de formabilité d'un même alliage. De plus, les diagrammes ont été évalués pour des tôles minces, mais qui ont une épaisseur différente des tôles disponibles en laboratoire. Les courbes obtenues ne seront donc pas les

mêmes puisque l'épaisseur de la tôle a une influence non négligeable sur les limites de formabilité. Il est donc pertinent d'effectuer des essais expérimentaux pour tracer la CLF de l'AA5052-O en laboratoire. En ce qui concerne l'AA5052-H36, aucun diagramme n'a été trouvé dans la littérature.

2.3.4.2. Diagramme de formabilité de l'alliage AA5083

L'alliage d'aluminium 5083 a le même problème que l'alliage 5052. En effet, il n'y a pas beaucoup d'information dans la littérature en ce qui concerne les états limites de cet alliage, et ce, spécialement à température ambiante. Cependant, plusieurs études portent sur l'évaluation des limites de déformation de l'alliage à température élevée (Tagata, Matsuo, Iwasaki, & Higashi, 2004) (Abu-Farha, 2011). L'AA5083 est un alliage intéressant en termes de formabilité à température élevée puisqu'il exhibe un comportement superplastique pour une certaine plage de température. Il existe cependant quelques diagrammes de formabilité pour l'alliage d'aluminium 5083-O à température ambiante comme celui de la figure 18. Bien évidemment, l'allure du diagramme peut également varier en fonction du fournisseur et de la taille moyenne des grains de l'alliage (Kashyap et Chandrashekar, 2001).

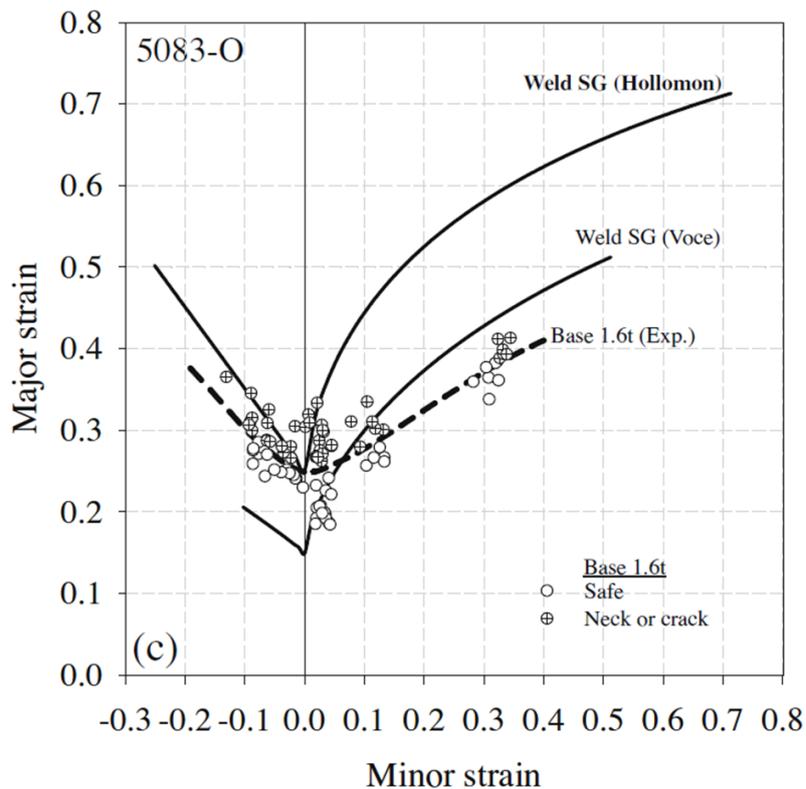


Figure 18 : Diagramme de formabilité du AA5083-O (Kim et coll., 2010)

Un autre chercheur (Janbakhsh, Djavanroodi et Riahi, 2012) a également tracé un diagramme de l'alliage 5083-H111 dans une étude qui consistait à vérifier l'influence de l'anisotropie et du critère de plasticité sur les limites de formabilité. Bien que dans la condition H111, l'alliage n'est pas totalement recuit, il ne présente pas un taux d'écroutissage important. Le diagramme, présenté à la figure 19, peut donc donner une idée générale de l'allure du diagramme de formabilité pour l'alliage AA5083-O.

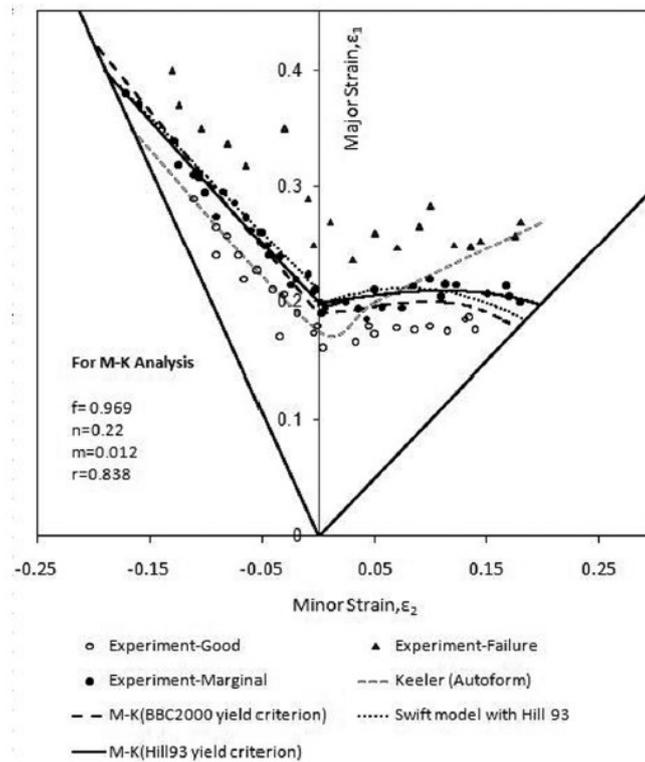


Figure 19 : Diagramme de formabilité du AA5083-H111 (Janbakhsh, Djavanroodi et Riahi, 2012)

Des essais expérimentaux pour tracer la CLF du AA5083-O sont donc de mise en raison du manque d'information sur le sujet dans la littérature.

2.4. Outils de prédiction analytique et numérique de la formabilité

Lors du développement d'un modèle de simulation numérique traitant de la formabilité des alliages d'aluminium, il est important de définir le critère de rupture du matériau afin de pouvoir prédire toute éventuelle rupture de l'alliage lors de la mise en forme d'une pièce complexe. De nos jours, il existe plusieurs outils qui permettent de prédire les états limites des alliages. Ces outils, de nature analytique ou numérique, sont généralement utilisés dans un modèle de simulation par éléments finis pour déterminer les diagrammes de formabilité des matériaux étudiés ou pour indiquer le point de rupture du matériau en fonction du

chemin de déformation emprunté. Plusieurs de ces outils analytiques et numériques sont présentés dans cette section.

2.4.1. Modèle de prédiction des courbes CLF analytiques

Dans la littérature, plusieurs modèles analytiques permettent de tracer une courbe CLF à partir des propriétés mécaniques d'un matériau. Ces modèles peuvent en fait être classés en deux catégories distinctes : les modèles isotropes et les modèles anisotropes. Dans cette section, certains modèles pertinents sont présentés. Cependant, les cheminements effectués par les auteurs originaux pour déterminer les critères de striction ne seront pas explicités dans leur intégrité. Seulement les faits saillants seront présentés étant donné que l'on s'intéresse ici uniquement aux résultats finaux.

2.4.1.1. Modèles de prédiction analytiques isotropes

Comme leur nom l'indique, ce type de modèles ne prend pas en compte l'anisotropie des matériaux. Cependant, ceux-ci peuvent donner une bonne estimation de la courbe CLF des alliages étudiés et sont couramment utilisés en industrie. Étant donné que la plupart des modèles anisotropes sont basés sur les modèles isotropes, il est donc pertinent de présenter les modèles principaux dans cette section.

Le modèle NADDRG

Pour simplifier la détermination expérimentale et analytique des diagrammes de formabilité, le North American Deep Drawing Research Group (NADDRG) a introduit une équation empirique pour prédire la courbe CLF (Slota et Spisak, 2005). Pour utiliser ce modèle, il suffit d'abord de déterminer la valeur critique de la déformation principale en déformation plane ($\varepsilon_2 = 0$) en utilisant la relation développée par Keeler (Keeler et Brazier, 1975).

$$\varepsilon_{1L} = \frac{(23,3 + 14,13t_0)n}{0,21} \quad (2.29)$$

Dans l'équation (2.29), n représente le coefficient d'écroutissage du matériau tandis que t_0 représente l'épaisseur initiale de ce dernier. De ce point milieu, on trace par la suite une pente inclinée à 45° pour la partie de gauche du diagramme et une pente inclinée à 20° pour la partie de droite de ce dernier.

Critère de striction de Hill

En 1952, Hill (Hill, 1952) a proposé une théorie stipulant que la striction à travers l'épaisseur se produit dans des zones présentant une stationnarité d'un composant du tenseur de déformation. La striction est prédite si l'effort normal de cette zone à déformation stationnaire atteint un maximum. En se basant sur ce critère d'instabilité locale, il devient possible d'évaluer la partie de gauche d'un diagramme de formabilité. Alors, en utilisant le critère de Von Mises et une loi d'écrouissage en puissance (ex. Swift, Hollomon), on obtient le résultat montré à l'équation (2.30).

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{n}{1+\beta} \\ \frac{b\beta}{1+\beta} \end{pmatrix} \quad (2.30)$$

Où,

$$\beta = \frac{2\alpha - 1}{2 - \alpha} \quad \text{et} \quad \alpha = \frac{\sigma_2}{\sigma_1} \quad (2.31)$$

Dans l'équation (2.31), σ_1 et σ_2 représentent les contraintes principales exercées sur le matériau. Les résultats de cette équation sont également d'une grande importance puisque ces deux relations sont utilisées également dans plusieurs autres modèles analytiques. Bien que ce modèle soit couramment utilisé en industrie (Y. Li, Luo, Gerlach, & Wierzbicki, 2010), ce dernier doit être complété à l'aide d'un autre modèle pour la partie de droite du diagramme.

Modèle de diffusion de Swift

En 1952, Swift (Swift, 1952) a déterminé que la condition nécessaire à l'apparition de striction par diffusion est satisfaite lorsque la charge appliquée atteint une certaine valeur dans les deux directions principales. Cette affirmation peut être exprimée sous une expression mathématique de la forme de l'équation (2.32) :

$$\begin{matrix} \dot{\varepsilon} \\ \dot{\varepsilon} \end{matrix} \quad (2.32)$$

De cette équation, il devient possible, à l'aide du critère de Von Mises, d'une loi d'écrouissage en puissance et de quelques artifices mathématiques, d'évaluer la CLF de la partie de droite du diagramme de formabilité en utilisant l'expression de l'équation (2.33) :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{1L} \\ \varepsilon_{2L} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{2n(2-\alpha)(1-\alpha+\alpha^2)}{4-3\alpha-3\alpha^2-4\alpha^3} \\ \frac{2n(1-2\alpha)(1-\alpha+\alpha^2)}{4-3\alpha-3\alpha^2-4\alpha^3} \end{pmatrix} \quad (2.33)$$

Tout comme le critère de Hill, ce modèle ne permet pas de tracer la courbe CLF en entier. Par contre, en combinant ces deux modèles (équations (2.30) et (2.33)) pour former le modèle Swift-Hill, il devient possible de définir le diagramme de formabilité complet d'un matériau métallique.

Autres critères de rupture isotropes

Outre les modèles NADDRG et Swift-Hill, il existe d'autres modèles de prédiction isotrope qui permettent de prédire les états limites des matériaux. Le critère de Storen et Rice (Stören et Rice, 1975) qui permet, à l'instar du critère de diffusion de Swift, d'évaluer la partie de droite du diagramme de formabilité. À l'aide de ce modèle, il est possible d'évaluer les déformations critiques à l'aide de l'expression (2.34). Tout comme pour le modèle de Swift, ce modèle offre la possibilité d'évaluer la courbe CLF de la partie de droite du diagramme de formabilité ($0 \leq \beta \leq 1$). Il est donc nécessaire de compléter la courbe en utilisant la théorie développée par Hill. :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{1L} \\ \varepsilon_{2L} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{3\beta^2 + n(2+\beta)^2}{2(2+\beta)(1+\beta+\beta^2)} \\ \frac{\beta(3\beta^2 + n(2+\beta)^2)}{2(2+\beta)(1+\beta+\beta^2)} \end{pmatrix} \quad (2.34)$$

Le modèle proposé par Bressan et Williams (Bressan et Williams, 1983) permet de son côté d'évaluer en entier la courbe CLF d'un alliage. En posant que la déformation à la striction en déformation plane ($\varepsilon_2 = 0$) est la même que pour le critère de Hill, celui-ci se définit de la façon suivante :

$$\sigma_{1L} = \begin{cases} \frac{K}{\sqrt{3}} \frac{2+\beta}{\sqrt{1+\beta+\beta^2}} \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\varepsilon_1^{ps}}{1+\beta} \sqrt{1+\beta+\beta^2} \right)^n & \beta \leq 0 \\ \frac{K}{\sqrt{3}} \frac{2+\beta}{\sqrt{1+\beta}} \left(\frac{2}{\sqrt{3}} \varepsilon_1^{ps} \right)^n & \beta \geq 0 \end{cases} \quad (2.35)$$

Où K représente le coefficient de proportionnalité de la loi d'Hollomon et ε_1^{ps} représente la déformation uniforme en déformation plane déterminée avec le modèle de Hill. À partir de ces résultats, il devient possible de déterminer les déformations critiques à l'aide de l'expression (2.36) :

$$\varepsilon_{1L} = \frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\bar{\varepsilon}_L}{\sqrt{1 + \beta + \beta^2}} \quad (2.36)$$

Où,

$$\begin{aligned} \bar{\varepsilon}_L &= \left(\frac{\bar{\sigma}_L}{K} \right)^{1/n} \\ \bar{\sigma}_L &= \sigma_{1L} \frac{\sqrt{3}}{2 + \beta} \sqrt{1 + \beta + \beta^2} \end{aligned} \quad (2.37)$$

Où $\bar{\sigma}_L$ et $\bar{\varepsilon}_L$ représente la contrainte équivalente limite et la déformation équivalente limite respectivement. Ce modèle a été utilisé pour étudier la résistance de plaques métalliques pour une application navale où la coque d'un bateau pourrait entrer accidentellement en contact avec le fond marin (Alsos, Amdahl et Hopperstad, 2009).

2.4.1.2. Modèles de prédiction analytiques anisotropes

Dans le but d'augmenter la précision des modèles analytiques, certains auteurs se sont penchés sur le développement de modèles prenant en considération l'anisotropie des matériaux pour l'évaluation des CLF. Ces modèles, souvent plus complexes que les modèles isotropes, sont cependant mieux adaptés à la prédiction des états limites des matériaux étant donné que le comportement des tôles minces est souvent anisotrope. Cette section présente donc brièvement certains modèles qui ont été jugés pertinents.

Modèle de Swift-Hill anisotrope

Le modèle de Swift-Hill anisotrope est basé sur les mêmes principes que son équivalent isotrope. Celui-ci est donc fondé sur les travaux de Hill pour la partie de gauche du diagramme et sur les travaux de Swift pour la partie de droite. Par contre, celui-ci utilise plutôt le critère de plasticité de Hill48 au lieu du critère de Von Mises pour dériver les équations qui définissent le modèle. F. Abbassi effectue une démonstration du cheminement utilisé pour déterminer ce critère (Abbassi, Pantale, Zghal, & Rakotomalala, 2006). À la lumière de cette analyse, il devient possible de tracer la CLF en utilisant les équations (2.38) et (2.39) :

Pour $\varepsilon_2 \leq 0$:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{1L} \\ \varepsilon_{2L} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{r_{90} + (1 + r_0 - r_0\alpha)}{r_{90} + r_0\alpha} n \\ \frac{r_0 + (\alpha + r_{90}\alpha - r_{90})}{r_{90} + r_0\alpha} n \end{pmatrix} \quad (2.38)$$

Pour $\varepsilon_2 \geq 0$:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{1L} \\ \varepsilon_{2L} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{[1 + r_0 - \alpha r_0] \cdot \left[1 + r_0 + \alpha^2 \frac{r_0(\pi + r_{90})}{r_{90}} - 2\alpha r_0 \right]}{[1 + r_0 - \alpha r_0] \alpha \left[\alpha \frac{r_0(1 + r_{90})}{r_{90}} - r_0 \right]} n \\ \frac{\left[\alpha \frac{r_0(1 + r_{90})}{r_{90}} - r_0 \right] \cdot \left[1 + r_0 + \alpha^2 \frac{r_0(\pi + r_{90})}{r_{90}} - 2\alpha r_0 \right]}{[1 + r_0 - \alpha r_0] \alpha \left[\alpha \frac{r_0(1 + r_{90})}{r_{90}} - r_0 \right]} n \end{pmatrix} \quad (2.39)$$

Dans les deux équations précédentes, n représente une fois de plus le coefficient d'écroutissement du matériau. De leur côté, r_0 et r_{90} représentent les coefficients d'anisotropie du matériau en fonction du laminage de la tôle.

Modèle de Sing-Rao

Un autre modèle qui permet de prédire la courbe CLF d'un alliage a été proposé par Sing et Rao (Sing et Rao, 1993) en 1993. Ce modèle permet en fait de tracer la courbe à partir de la contrainte maximale mesurée lors d'un essai de traction simple. Avec cette contrainte, il devient possible d'évaluer la courbe en utilisant le critère de plasticité de Hill, la loi d'écroutissement d'Hollomon et l'équation de Levy-Mises. Le modèle de Sing-Rao est le suivant.

$$\begin{pmatrix} d\varepsilon_1 \\ d\varepsilon_2 \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \left[(1 + 2r)(\sigma_1 - \sigma_2)^{M-1} + (\sigma_1 + \sigma_2)^{M-1} \right] d\lambda \\ \left[-(1 + 2r)(\sigma_1 - \sigma_2)^{M-1} + (\sigma_1 + \sigma_2)^{M-1} \right] d\lambda \end{pmatrix} \quad (2.40)$$

Où,

$$d\lambda = \frac{d\bar{\varepsilon}_L}{2(1+r)\bar{\sigma}_L^{M-1}} \quad (2.41)$$

La valeur de l'exposant M de l'équation (2.40) est un entier pouvant être ajusté à la discrétion de l'utilisateur. Pour utiliser le modèle, il est tout d'abord nécessaire de convertir la contrainte maximale d'ingénierie en contrainte vraie :

$$\sigma_v = \sigma_i (1 + \varepsilon) \quad (2.42)$$

Par la suite, il est nécessaire d'évaluer la contrainte résultante de striction locale pour un essai de traction. En supposant que la déformation critique est égale à 2 fois le coefficient d'érouissage du matériau étudié, il devient possible d'évaluer cette contrainte en utilisant la loi d'érouissage d'Hollomon :

$$\bar{\sigma}_L = K (\bar{\varepsilon}_L)^n \quad (2.43)$$

La valeur de la déformation équivalente de l'équation (2.43) ε_{eq} peut être déterminée à l'aide de l'équation (2.44) et en posant $d\varepsilon_2 = d\varepsilon_1 / 2$.

$$\bar{\varepsilon}_L = \left[\left(\frac{1+r}{2^{M-1}(1+2r)} \right)^{1/(M-1)} \left(|\varepsilon_{1L} + \varepsilon_{2L}|^{M/(M-1)} \right) + \left(\frac{1+2r}{2^{M-1}} \right)^{1/(M-1)} |\varepsilon_{1L} + \varepsilon_{2L}|^{M/(M-1)} \right]^{(M-1)/M} \quad (2.44)$$

Une fois que la contrainte équivalente a été déterminée, il devient possible d'évaluer les valeurs de σ_1 et σ_2 à l'aide du critère de plasticité de Hill :

$$|\sigma_1 + \sigma_2|^M + (1+2r)|\sigma_1 - \sigma_2|^M = (1+R)\bar{\sigma}_L^M \quad (2.45)$$

Modèle Abspoel-Scholting

Abspoel et Scholting (Abspoel, Scholting et Droog, 2013) ont développé une nouvelle technique permettant d'évaluer la CLF d'un diagramme de formabilité à partir des résultats pouvant être obtenus lors d'un essai de traction. Leurs travaux ont permis de révéler que l'élongation maximale, l'anisotropie et l'épaisseur du matériau ont une influence considérable sur les limites de formabilité de ce dernier. Alors, les auteurs ont élaboré des équations empiriques qui permettent d'évaluer quatre points distincts sur le diagramme de formabilité. En reliant ces points, on obtient la CLF du matériau étudié. La figure 20 montre les points qui ont été choisis judicieusement par les auteurs.

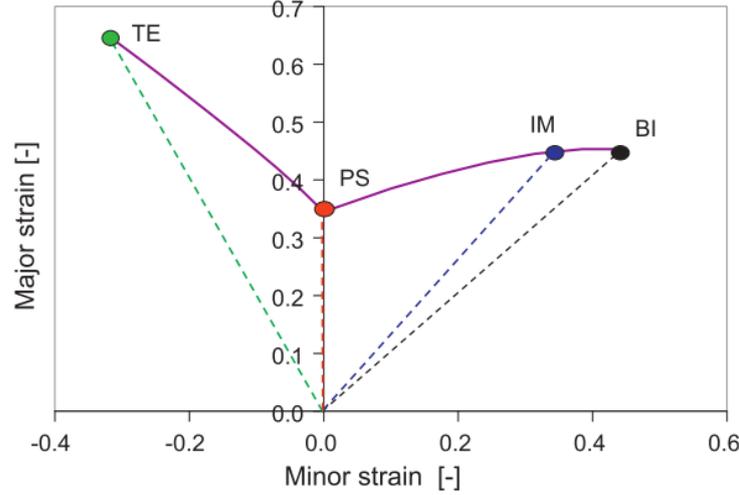


Figure 20 : Quatre points choisis pour le modèle Abspoel-Scholting (Michael Abspoel et coll., 2013)

Les relations déterminées par les auteurs sont présentées ci-dessous :

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1^{TE} \\ \varepsilon_2^{TE} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{\left((1 + 0,797 \cdot r^{0,701}) \times (0,0626 \cdot A_{80}^{0,567} + (t-1) \cdot (0,12 - 0,0024 \cdot A_{80})) \right)}{\sqrt{\left(1 + (0,797 \cdot r^{0,701})^2 \right)}} \\ \frac{-\left(0,0626 \cdot A_{80}^{0,567} + (t-1) \cdot (0,12 - 0,0024 \cdot A_{80}) \right) \cdot 0,797 \cdot r^{0,707}}{\sqrt{\left(1 + (0,797 \cdot r^{0,701})^2 \right)}} \end{pmatrix} \quad (2.46)$$

$$\varepsilon_1^{PS} = 0,0084 \cdot A_{80} + 0,0017 \cdot A_{80} \cdot (t-1) \quad (2.47)$$

$$\varepsilon_1^{BI} = 0,00215 \cdot A_{80}^{MIN} + 0,25 + 0,00285 \cdot A_{80}^{MIN} \cdot t \quad (2.48)$$

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_1^{IM} \\ \varepsilon_2^{IM} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 0,0062 \cdot A_{80} + 0,18 + 0,0027 \cdot A_{80} \cdot (t-1) \\ 0,75 \cdot (0,0062 \cdot A_{80} + 0,18 + 0,0027 \cdot A_{80} \cdot (t-1)) \end{pmatrix} \quad (2.49)$$

Dans les équations (2.46), (2.47), (2.48) et (2.49), les variables A_{80} , A_{80}^{MIN} , t et r représentent respectivement, l'élongation maximale dans la direction du laminage, l'élongation maximale selon l'orientation la moins déformée (0° , 45° et 90°), l'épaisseur de la plaque et le coefficient d'anisotropie dans la direction du laminage.

2.4.2. Critères de striction permettant la prédiction des courbes CLF

Afin de déterminer les états limites d'un matériau à l'aide d'un modèle de simulation numérique, il est généralement nécessaire d'inclure directement dans le modèle ou de considérer lors du post-traitement des données un critère prévu à cet effet. Alors, cette section présente et compare quelques critères sélectionnés.

2.4.2.1. Critère du ratio de la déformation plastique équivalente

Dans le but de déterminer l'apparition de la striction locale dans un modèle d'éléments finis, un critère basé sur le ratio de la déformation plastique équivalente peut être utilisé comme critère numérique (Chung, Kim et Lee, 2014). En fait, ce critère consiste à comparer la variation de la déformation plastique équivalente entre un élément A et un élément B . Un ratio est ensuite évalué entre les deux éléments. Lorsque le ratio atteint une valeur critique, l'élément ayant les plus grandes déformations plastiques équivalentes est considéré comme étant en striction. Généralement une valeur de 10 ou de 7 est utilisée (Banabic et coll., 2004). Bien entendu, il est nécessaire de comparer des éléments voisins lors de ce type d'analyse. La figure 21 illustre ce critère de rupture.

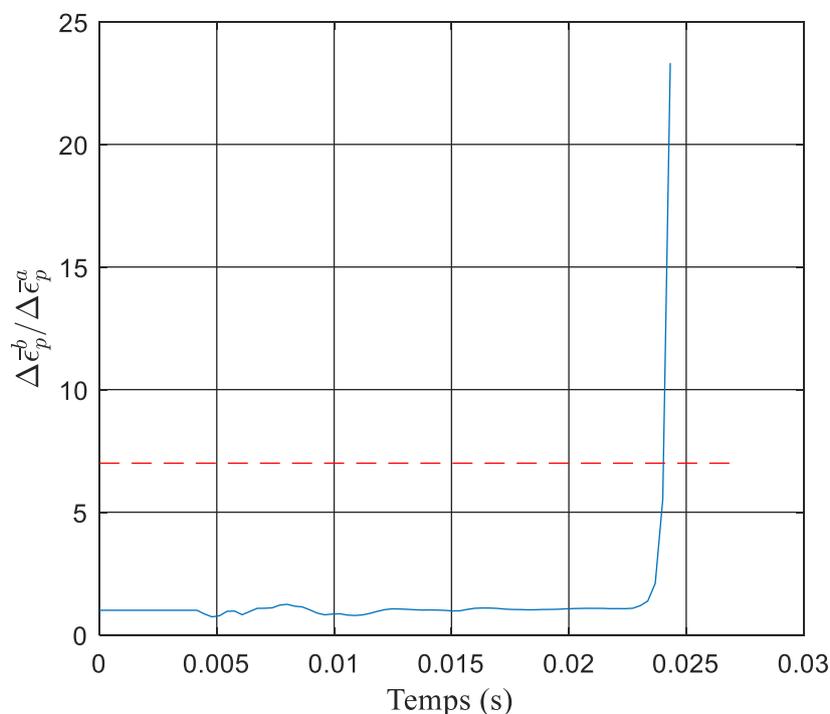


Figure 21 : Illustration du critère de la déformation plastique équivalente

2.4.2.2. Critère de la dérivée de 2^e ordre des déformations plastiques

Ce critère de striction est basé sur l'analyse de l'évolution des déformations plastiques durant un essai d'emboutissage. De manière plus spécifique, l'apparition de la striction est associée au maximum de la courbe exprimant l'accélération des déformations plastiques. Une fois ce point maximal atteint, la striction se développe graduellement dans l'échantillon jusqu'à la rupture de ce dernier. De manière générale, la déformation plastique dans le sens de l'épaisseur est utilisée (Lumelskyj, Rojek, Banabic, & Lazarescu, 2017) (Chalal et Abed-Meraim, 2017). Par contre, certains auteurs ont également utilisé les déformations principales (Situ, 2008). La figure 22 illustre le principe de ce critère.

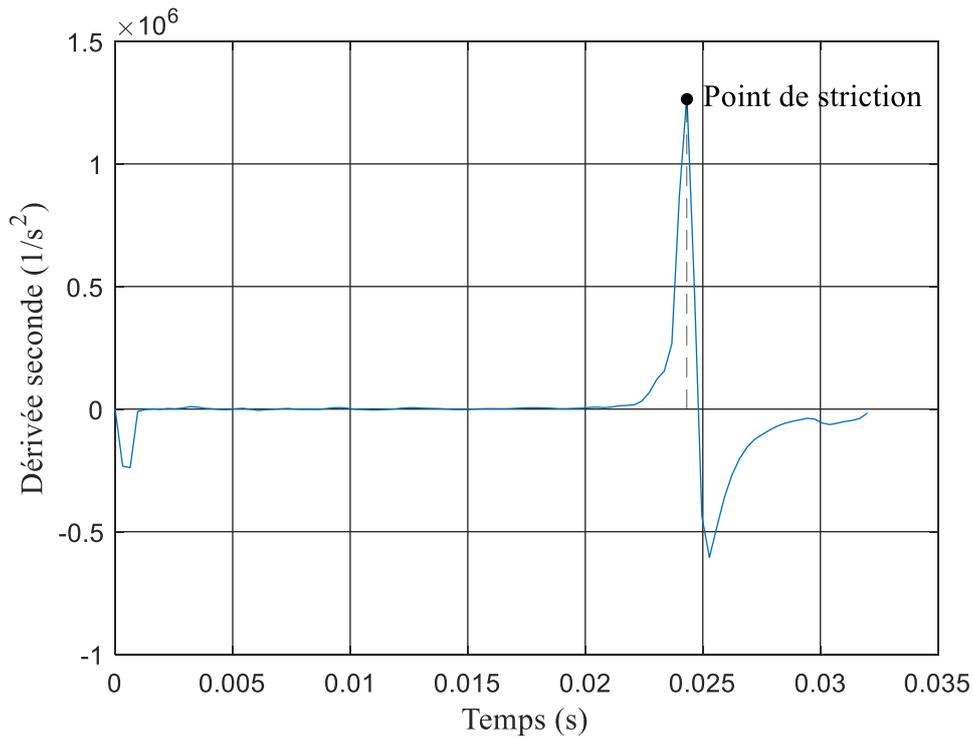


Figure 22 : Illustration du critère de la dérivée de 2^e ordre

2.4.2.3. Critère de la transition du chemin de déformation

Lors de l'apparition de la striction, il est possible d'observer un changement soudain de la déformation dans le sens de l'épaisseur tandis que la déformation mineure reste presque constante. Alors, la transition de l'état des déformations à une condition de déformation presque plane ($\Delta\varepsilon_{22} / \Delta\varepsilon_{11} = 0$) permet de définir un critère de striction (C. Zhang, Leotoing, Zhao, Guines, et Ragneau, 2011). Sur la figure 23, on peut remarquer que le rapport $\Delta\varepsilon_{22} / \Delta\varepsilon_{11}$ tend vers zéro.

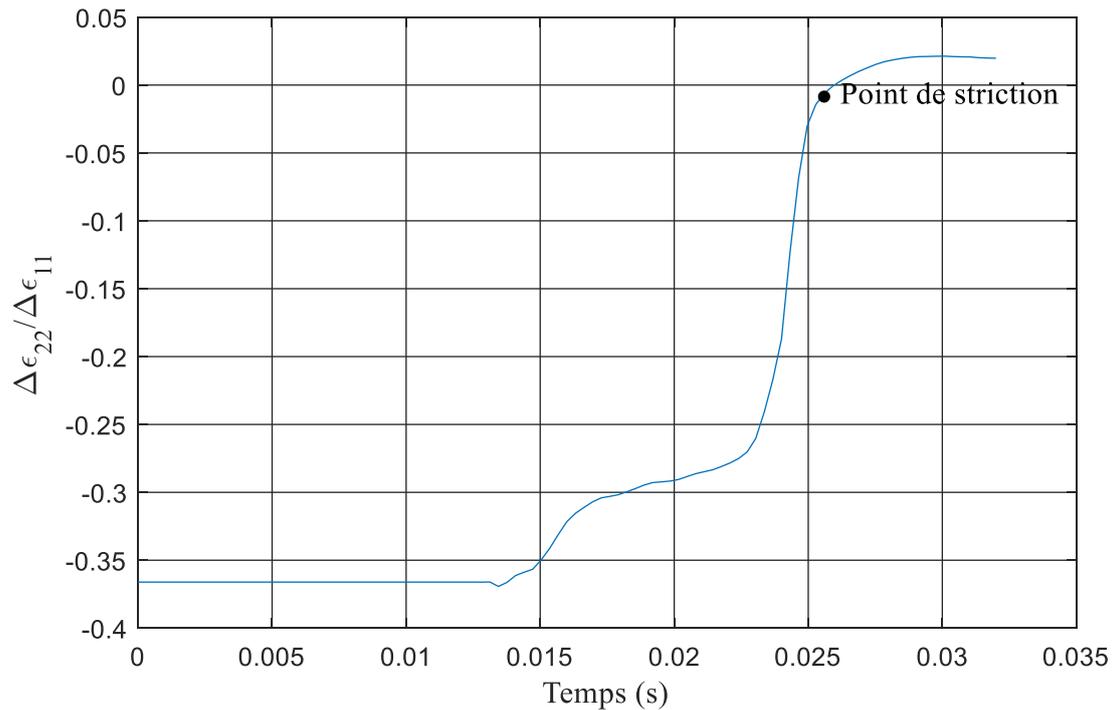


Figure 23 : Illustration du critère de la transition du chemin de déformation

2.4.2.4. Critère de la bifurcation de l'évolution de la déformation dans le sens de l'épaisseur

Étant donné que la striction peut être définie comme une rapide diminution locale de l'épaisseur d'une plaque, il est possible d'utiliser cette diminution de l'épaisseur comme critère de striction. À la suite de ce changement, l'évolution de la déformation de l'épaisseur sera beaucoup plus prononcée qu'auparavant. Le point de bifurcation entre ces deux états correspond à la striction de l'élément. La figure 24 illustre le critère de striction de la section 2.4.2.4.

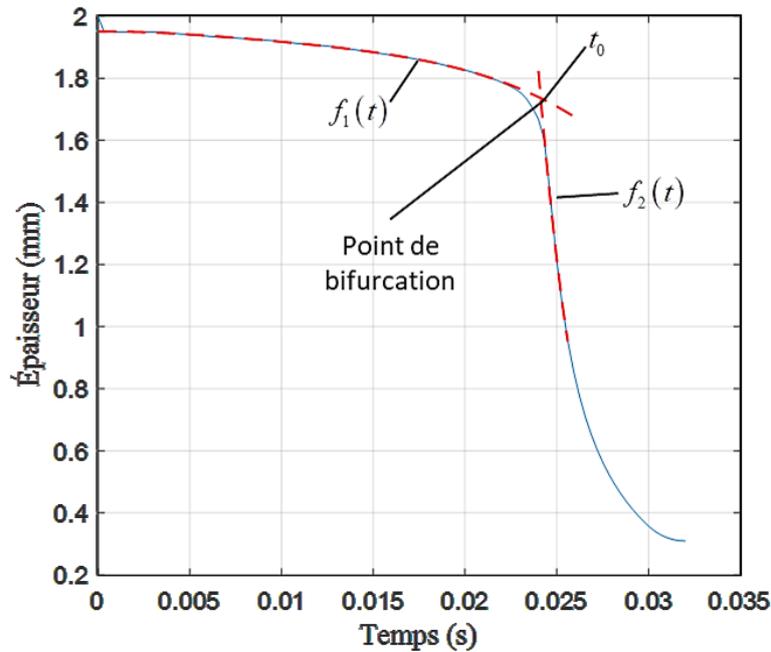


Figure 24 : Illustration du critère de bifurcation

2.4.2.5. Choix des critères de striction

Il peut être assez difficile de choisir un critère de striction sans avoir préalablement vérifié la robustesse des différents critères. Par contre, certaines conclusions peuvent être tirées en se basant sur le principe des critères. Dans un premier temps, le critère de la transition du chemin de déformation peut être difficile d'application. En effet, ce critère indique qu'un élément est strié lorsque l'état des déformations effectue une transition vers un état de déformation plane (voir section 2.4.2.3). Or, cette transition est très brève. Alors, il est nécessaire d'utiliser un intervalle de temps très petit pour la prise des résultats pour ne pas rater la transition, ce qui crée des fichiers particulièrement lourds en plus d'ajouter une incertitude en ce qui concerne la simulation. Dans un deuxième temps, l'application du critère de la déformation plastique équivalente peut également être fastidieuse. Pour appliquer ce critère, il est nécessaire de regarder une quantité importante d'éléments afin de trouver une combinaison d'éléments qui indique une striction. L'application de cette technique est aussi très manuelle et donc sujette à des erreurs liées au traitement des données. Alors, seuls les critères de la dérivée de 2^e ordre des déformations plastiques et de la bifurcation de la déformation dans le sens de l'épaisseur sont retenus pour l'évaluation des diagrammes de formabilité des alliages d'aluminium utilisés. Ces critères ont été utilisés avec succès par certains auteurs pour évaluer de manière numérique les courbes CLF de certains matériaux (Kolasangiani, Shariati, & Farhangdoost, 2015) (C. Zhang et al., 2011).

Chapitre 3 : Caractérisation expérimentale des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O

Ce chapitre présente les résultats de la caractérisation expérimentale effectuée sur les alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O. Pour ce faire, l'essai de traction uniaxiale a principalement été utilisé. Les résultats obtenus ont permis, en outre, d'évaluer les paramètres d'entrées des modèles numériques, soit la loi d'écrouissage, le critère de plasticité et l'anisotropie des alliages étudiés. De plus, l'essai de compression plane a été utilisé pour vérifier le comportement des alliages lorsque ces derniers subissent de grandes déformations.

3.1. Essai de traction uniaxiale

Cette section a pour objectif de présenter les résultats obtenus lors de la réalisation des essais de traction simple. De ces résultats, plusieurs analyses ont été effectuées. Une première analyse a permis de déterminer la loi d'écrouissage la mieux adaptée pour chaque alliage étudié. Finalement, une deuxième étude a porté sur l'identification de l'anisotropie des alliages étudiés.

3.1.1. Description des alliages AA5052 et AA5083

Avant de rentrer dans le cœur du chapitre, il est préalablement nécessaire d'introduire les alliages étudiés dans le cadre de ce projet de recherche. Tout d'abord, les compositions chimiques du AA5052 et du AA5083 sont présentées au tableau 3 et au tableau 4.

Tableau 3 : Composition chimique du AA5052

Éléments	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn	Autres
Quantité	95,7- 97,7	0,15- 0,35	≤ 0,1	≤ 0,4	2,2 – 2,8	≤ 0,1	≤ 0,25	≤ 0,1	≤ 0,15

Tableau 4 : Composition chimique du AA5083

Éléments	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Si	Zn	Ti	Autres
Quantité	92,4 - 95,8	0,05- 0,25	≤ 0,1	≤ 0,4	4,0 - 4,9	0,4 - 1,0	≤ 0,40	≤ 0,25	≤ 0,15	≤ 0,15

Dans le cadre de ce projet de recherche, deux états d'écrouissage, les états H36 et O, sont étudiés pour le AA5052 et un état, l'état O, pour le AA5083. Ces alliages sont reçus dans l'état H36 pour le AA5052 et dans l'état H18 pour le AA5083. Il est donc nécessaire

d'appliquer un traitement en température à l'aide d'un four pour atteindre les états recuits (O). Les traitements appliqués sur les deux alliages sont présentés au tableau 5 :

Tableau 5 : Description du recuit des alliages AA5052 et AA5083

Alliages	Température	Temps d'exposition
AA5052	345 °C	2 h
AA5083	418 °C	2 h

Ces températures ont été choisies en fonction de plusieurs références (Tsai, Sun, Kao, & Chang, 2003) (Lin, Nie, Huang, & Li, 2010) et (SAE International, 2006).

3.1.2. Description des échantillons utilisés

Les dimensions des échantillons utilisés sont basées sur la norme ASTM B557M. Celles-ci sont présentées au tableau 6 et à la figure 25. Il est important de noter que tous les échantillons avaient une épaisseur de 2 mm.

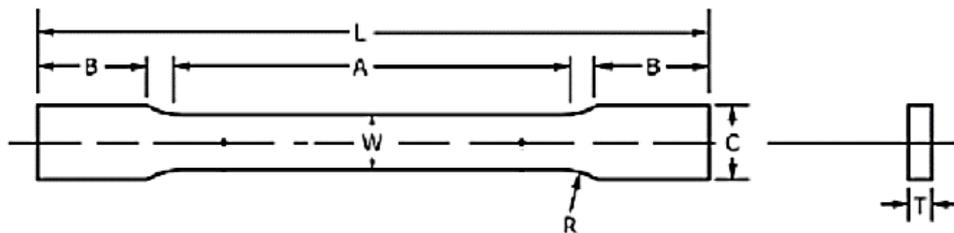


Figure 25 : Dimensions des échantillons pour les essais de traction

Tableau 6 : Dimensions des échantillons (ASTM B557M)

Dimensions	Valeurs (mm)
W – Largeur	12.5 ±0,2
T – Épaisseur	Épaisseur du matériel (2 mm)
R – rayon du congé	12,5
L — Longueur totale	200
A – Longueur de la section réduite	57
B – Longueur des points d'attache	50
C — largeur des points d'attache	20

Étant donné que l'on désire caractériser le comportement anisotrope des alliages, des échantillons ont été découpés selon des orientations de 0°, 45° et 90° en fonction du laminage de la tôle (voir figure 26). En mesurant les déformations transverses et

longitudinales des alliages dans ces trois orientations, il devient possible d'évaluer les coefficients de Lankford.

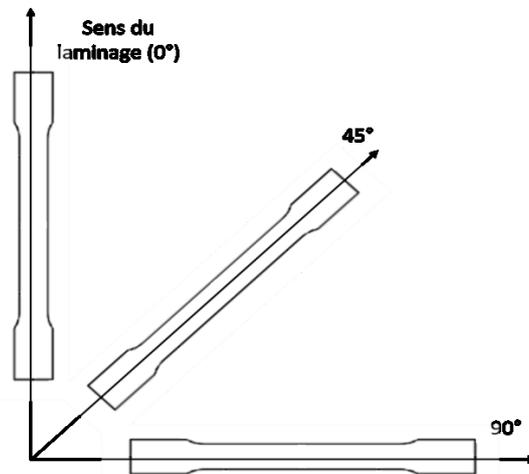


Figure 26 : Orientations des divers échantillons

3.1.3. Description du montage utilisé pour les essais de traction

Les essais de traction sont effectués sur une machine de traction de modèle (5582) couplée au logiciel BlueHill 2. Pour mesurer les déformations subies par les échantillons, deux extensomètres sont utilisés. La figure 27 illustre la position des extensomètres sur un échantillon typique. Pour mesurer les déformations longitudinales des échantillons, un extensomètre de modèle GL2IN de la marque Instron a été utilisé. Pour les dimensions transverses, on a plutôt recours à un extensomètre de modèle 3575-250M-ST de la marque Epsilon.

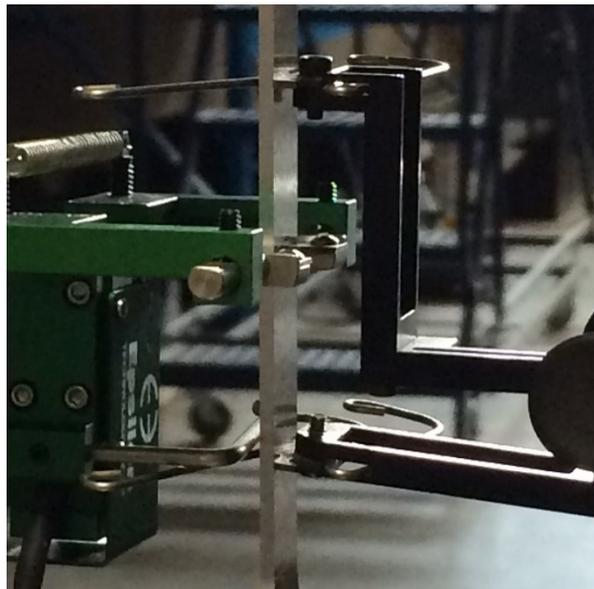


Figure 27 : Disposition des extensomètres pour les essais de traction simple

3.1.4. Calculs des variables de l'essai

À la suite d'un essai de traction, le logiciel de contrôle de la machine trace une courbe qui exprime la force appliquée sur l'échantillon en fonction du déplacement de l'extensomètre longitudinal. Il est donc nécessaire de traiter les données pour obtenir une courbe contraintes vraies — déformations vraies. Pour ce faire, il est possible d'utiliser les équations (3.1) et (3.2). L'équation (3.1) permet de calculer les déformations logarithmiques tandis que l'équation (3.2) permet de calculer la contrainte vraie.

$$\varepsilon_{xx} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right) \quad (3.1)$$

$$\sigma_{xx} = \frac{F}{A} \quad (3.2)$$

Où, L_0 équivaut à la longueur initiale entre les pinces de l'extensomètre. Il est également important de noter que la valeur de la variable A représente l'aire de la section réelle de l'échantillon et non la valeur initiale. En utilisant l'équation (2.6), il devient possible de calculer l'aire de la section de l'échantillon en tout moment et ainsi évaluer la contrainte vraie subie par ce dernier.

3.1.5. Plan expérimental de l'essai de traction

Afin d'obtenir des résultats expérimentaux pertinents, il est nécessaire de dresser un plan expérimental convenable. La liste suivante présente les points importants de la démarche suivie.

- Usinage des échantillons suivant la norme ASTM B557M.
- Enlèvement de tous types de bavures sur l'échantillon avant les essais.
- Tests réalisés à une vitesse de 5 mm/s.
- Essais réalisés à température ambiante (25 °C)
- Positionnement des extensomètres sur la partie centrale de l'échantillon.
- Si le bris de l'échantillon est situé en dehors des pinces de l'extensomètre longitudinal, le test est considéré comme étant un échec
- Au moins trois essais non échoués doivent être effectués pour chaque orientation et chaque alliage.

Le tableau 7 résume le plan expérimental.

Tableau 7 : Plan expérimental pour les essais de traction simple

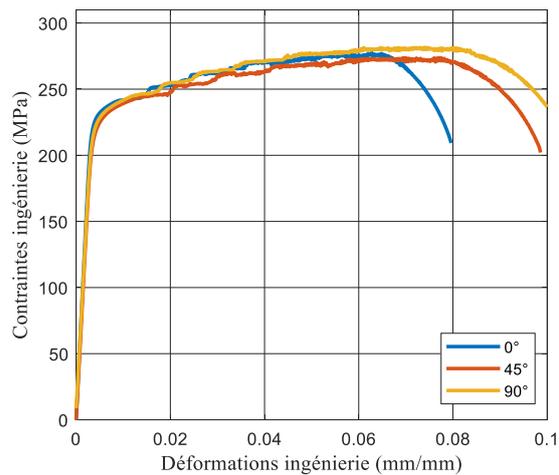
Alliages	Orientations	Nombre d'échantillons
5052-H36	0°	3
	45°	3
	90°	3
5052-O	0°	3
	45°	3
	90°	3
5083-O	0°	3
	45°	3
	90°	3
	Total	27

3.1.6. Résultats des essais de traction uniaxiale

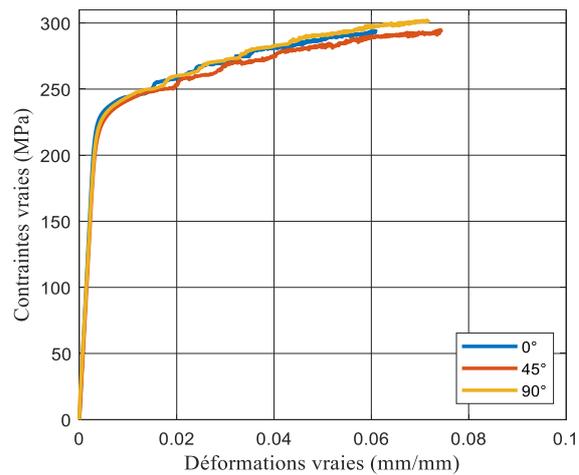
Comme il a été mentionné précédemment, l'essai de traction uniaxiale permet d'évaluer plusieurs paramètres utiles à la modélisation numérique d'un alliage d'aluminium. En effet, cet essai, en utilisant des instruments de mesure adéquats, offre la possibilité de déterminer certaines propriétés mécaniques d'un alliage (module de Young, limite élastique, coefficient de poisson, etc.) en plus d'évaluer l'écoulement plastique de celui-ci. Cette section présente les résultats obtenus à l'aide de cet essai.

3.1.6.1. Courbes contraintes vraies — déformations vraies des alliages étudiés

En utilisant les équations présentées à la section 3.1.4, il devient possible de tracer la courbe contraintes — déformations des alliages à l'étude à partir des résultats obtenus lors des essais. La figure 28, la figure 29 et la figure 30 présentent ces courbes pour chaque alliage selon les orientations 0°, 45° et 90°. Pour chacune de ces figures, la partie a) présente la courbe contrainte d'ingénierie — déformation d'ingénierie, tandis que la partie b) présente la courbe contraintes vraies — déformations vraies. Pour les courbes exprimant les contraintes vraies, seulement la partie de la courbe avant la striction de l'échantillon est présentée afin de respecter les hypothèses de l'équation (2.6).

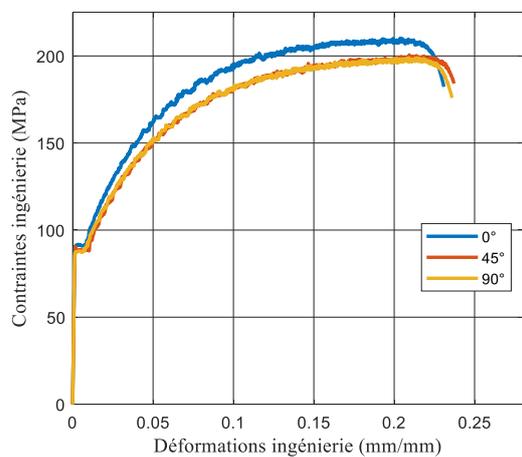


a) Contraintes d'ingénierie

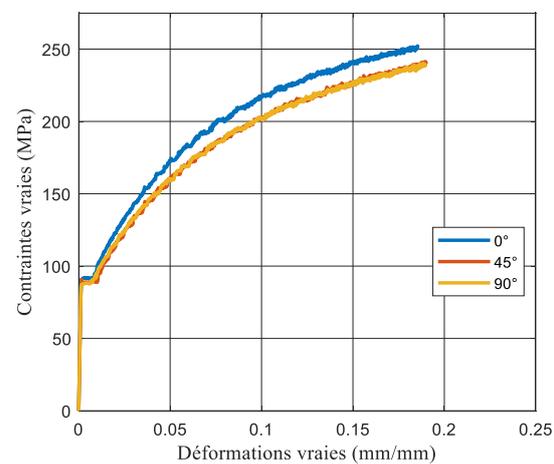


b) Contraintes vraies

Figure 28 : Courbe contrainte — déformation de l'alliage AA5052-H36

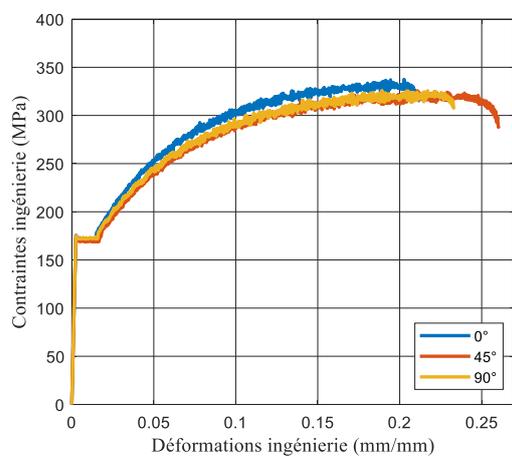


a) Contraintes d'ingénierie

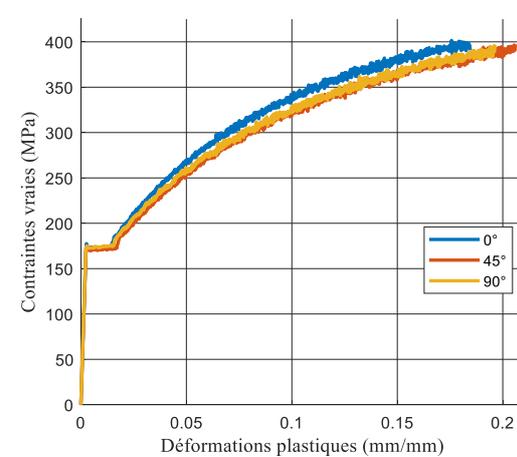


b) Contraintes vraies

Figure 29 : Courbes contraintes - déformation de l'alliage AA5052-O



a) Contraintes d'ingénierie



b) Contraintes vraies

Figure 30 : Courbes contraintes — déformations de l'alliage 5083-O

En observant attentivement les trois figures précédentes, on remarque assez facilement le comportement anisotrope des alliages étudiés, et ce, même pour les alliages qui ont subi une recristallisation (AA5052-O et AA5083-O). Ce comportement est, bien évidemment plus accentué pour le AA5052-H36 étant donné que ce dernier a subi un écrouissage important lors de sa fabrication.

On remarque également que tous les alliages comportent des instabilités dans la partie plastique de leur courbe respective. En raison de la quantité élevée de magnésium des alliages étudiés, le phénomène de Portevin-Le Chatelier est perceptible sur les courbes de traction. Ceci explique en fait les oscillations présentes sur les courbes. Pour les alliages ayant subi une recristallisation, il est également possible d'observer un plateau de Lüders sur les courbes. Tout comme il a été mentionné à la section 2.2.5.1, l'effet Piobert-Lüders se manifeste lorsqu'il y a un accroissement rapide des dislocations. Cet accroissement peut être causé par le désencrage des dislocations qui avaient été piégées par des atomes de soluté à la suite d'une déformation plastique, comme une opération de laminage, et d'une exposition suffisamment longue en température pour permettre aux atomes de soluté d'ancrer ces dislocations. Les conditions qui ont permis d'atteindre la condition recuit (O) de ces alliages s'apparentent à celle nécessaire à l'apparition de l'instabilité décrite par l'effet Piobert-Lüders. En effet, les alliages AA5052-O et AA5083-O ont tout d'abord été reçus du fournisseur dans l'état H36 pour le AA5052 et dans l'état H18 pour le AA5083. Ces deux alliages avaient donc préalablement subi une déformation plastique considérable. Les échantillons ont par la suite été exposés à des températures élevées pendant un certain temps pour atteindre l'état recuit. Cela explique également pourquoi les courbes de traction de l'alliage AA5052-H36 ne comportent pas de plateau au début de la partie plastique de celles-ci.

De ces courbes, il est également possible d'évaluer certaines propriétés mécaniques essentielles à la modélisation numérique d'un matériau. Celles-ci sont le module de Young, le coefficient de Poisson, la limite élastique, la limite ultime, l'allongement à la rupture et l'allongement à la striction. La plupart de ces paramètres comme l'allongement à la rupture et la limite ultime peuvent être déterminés de manières visuelles sur les courbes de traction. De son côté, le module de Young peut être évalué en calculant la pente de la partie élastique des courbes. Le coefficient de Poisson peut être calculé avec l'équation (3.3) :

$$\nu = \frac{(w_0 - w) / w_0}{(L - L_0) / L_0} \quad (3.3)$$

Le tableau 8 présente les propriétés des alliages étudiés.

Tableau 8 : Propriétés mécaniques des alliages étudiés

		5052-H36			5052-O			5083-O		
Propriétés	Unité	0 °	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Module de Young	MPa	70,7	70,0	68,5	69,7	69,5	70,2	70,5	70,9	71,8
Coefficient de Poisson		0,330	0,328	0,331	0,332	0,335	0,331	0,320	0,328	0,330
Limite élastique	MPa	231	226	230	91	88	88	172	169	172
Limite ultime	MPa	277	274	282	210	200	199	337	325	324
Allongement à la rupture	%	8,0	9,9	10,4	23,1	23,7	23,6	21,2	26,0	23,3
Allongement à la striction	%	6,3	7,8	7,5	20,4	20,9	21,4	20,3	22,9	21,7

3.1.6.2. Écoulement plastique des alliages 5052-H36, 5052-O et 5083-O

Comme il a été mentionné à la section 2.2.2, la modélisation de l'écoulement plastique joue un rôle important dans la modélisation du comportement d'un alliage d'aluminium. Ainsi, le choix de la loi d'écrouissage utilisée pour décrire les alliages étudiés est crucial pour obtenir de manière numérique des résultats reflétant la réalité. Il est donc pertinent d'effectuer une étude pour vérifier la loi d'écrouissage la mieux adaptée aux alliages étudiés. Pour ce faire, une étude comparant les lois d'Hollomon, de Swift, de Voce et de Ludwick a été effectuée.

En regardant la figure 29 et la figure 30, on remarque que les courbes d'écrouissage des alliages AA5052-O et 5083-O possèdent un plateau au début de la partie plastique de la courbe causé par l'effet Piobert-Lüders. Cette partie peut avoir une influence importante lors de la détermination des coefficients des diverses lois d'écrouissage. Par conséquent, cette partie de la courbe a été négligée lors de cette étape pour éviter tout éventuel problème. Il est plutôt posé que la contrainte d'écoulement est constante pour les valeurs

de déformations plastiques correspondant au plateau de Lüders. La figure 31 illustre ces propos. Sur cette figure, a) représente une courbe obtenue avec des points expérimentaux, b) représente la loi d'écroutissage utilisée pour modéliser l'alliage et c) représente la partie de la courbe qui est considérée comme étant constante.

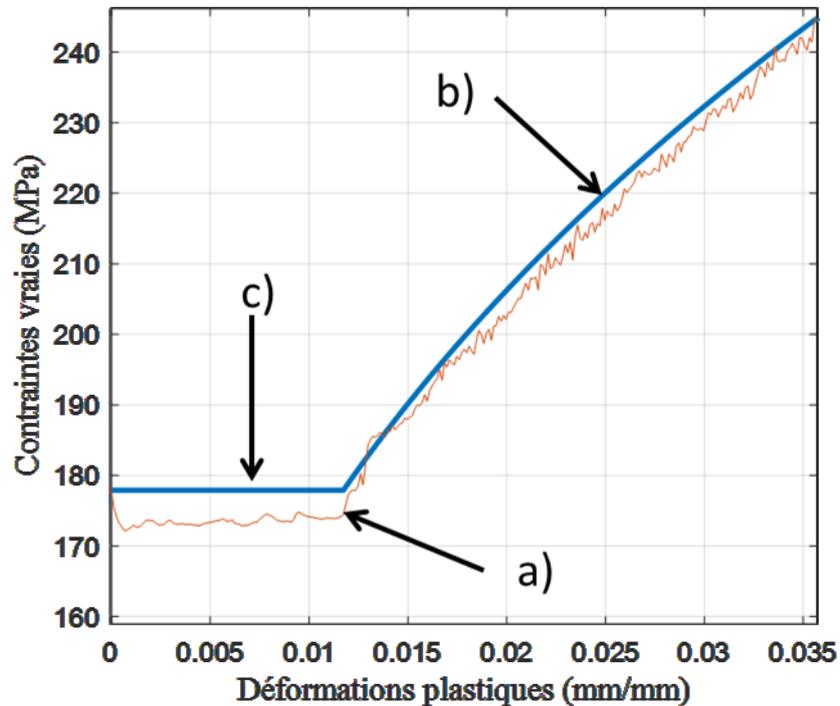


Figure 31 : Modification apportée à la courbe d'écroutissage

La figure 32, la figure 33 et la figure 34 présentent les courbes qui ont été obtenues à l'aide des quatre lois d'écroutissage mentionnées précédemment. Pour alléger la présentation, seulement les courbes pour une orientation sont présentées par alliage. Le tableau 9, le tableau 10 et le tableau 11 accompagnent ces images en résumant les coefficients des lois utilisées, et ce, pour des orientations de 0°, de 45° et de 90°.

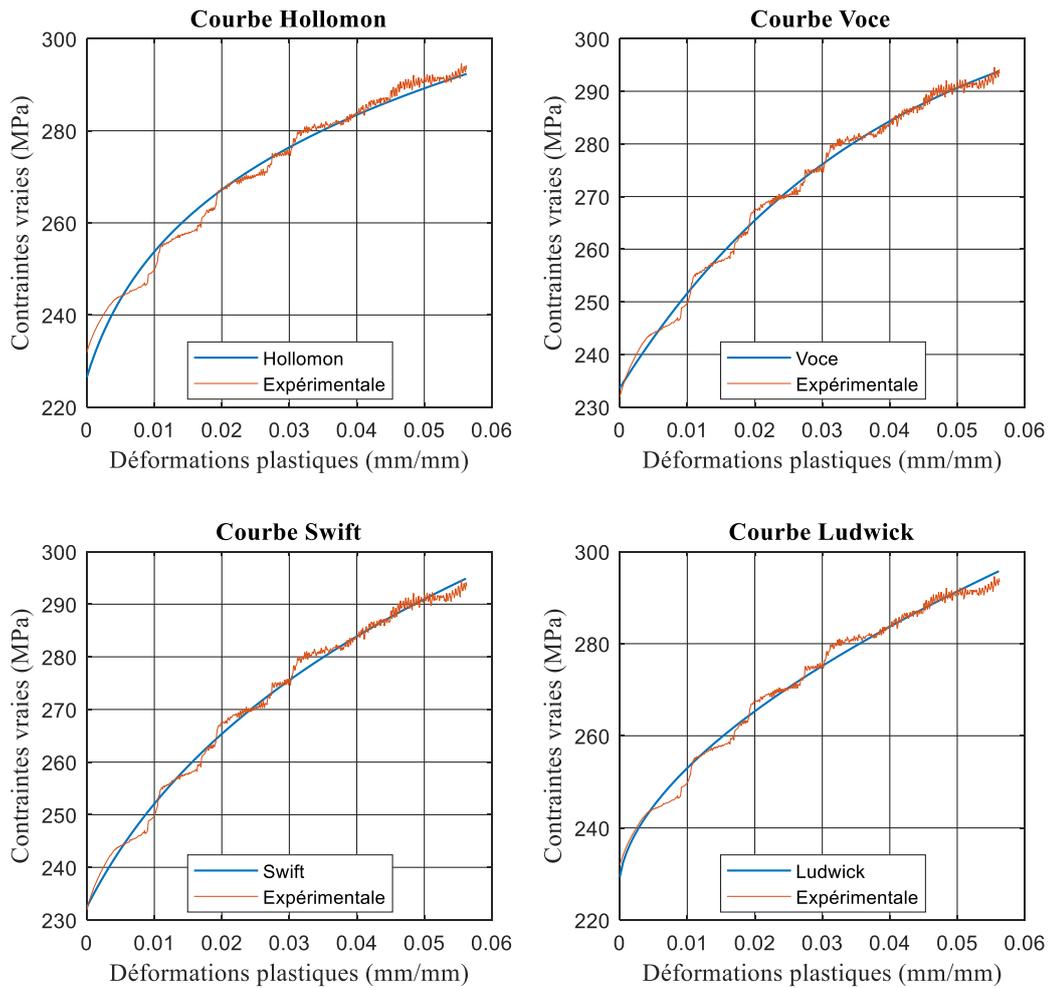


Figure 32 : Comparaison des lois d'écroutissage pour l'alliage AA5052-H36 à 0°

Tableau 9 : Paramètres des lois d'écroutissage pour le AA5052-H36

	Loi Hollomon		Loi de Voce			
Orientation	K	n	σ_e	Q	b	
0°	386,3	0,099 6	78,1	26,2	233	
45°	380,6	0,100 4	76,1	25,0	231	
90°	403,8	0,110 7	84,7	25,3	233	
Orientation	Loi de Swift			Loi de Ludwick		
	K	n	ε_0	K	n	σ_e
0°	431,7	0,143	0,013 1	356	0,574 6	228
45°	406	0,126	0,010 6	283	0,498 3	221
90°	433,8	0,142	0,011 3	336	0,536 6	224

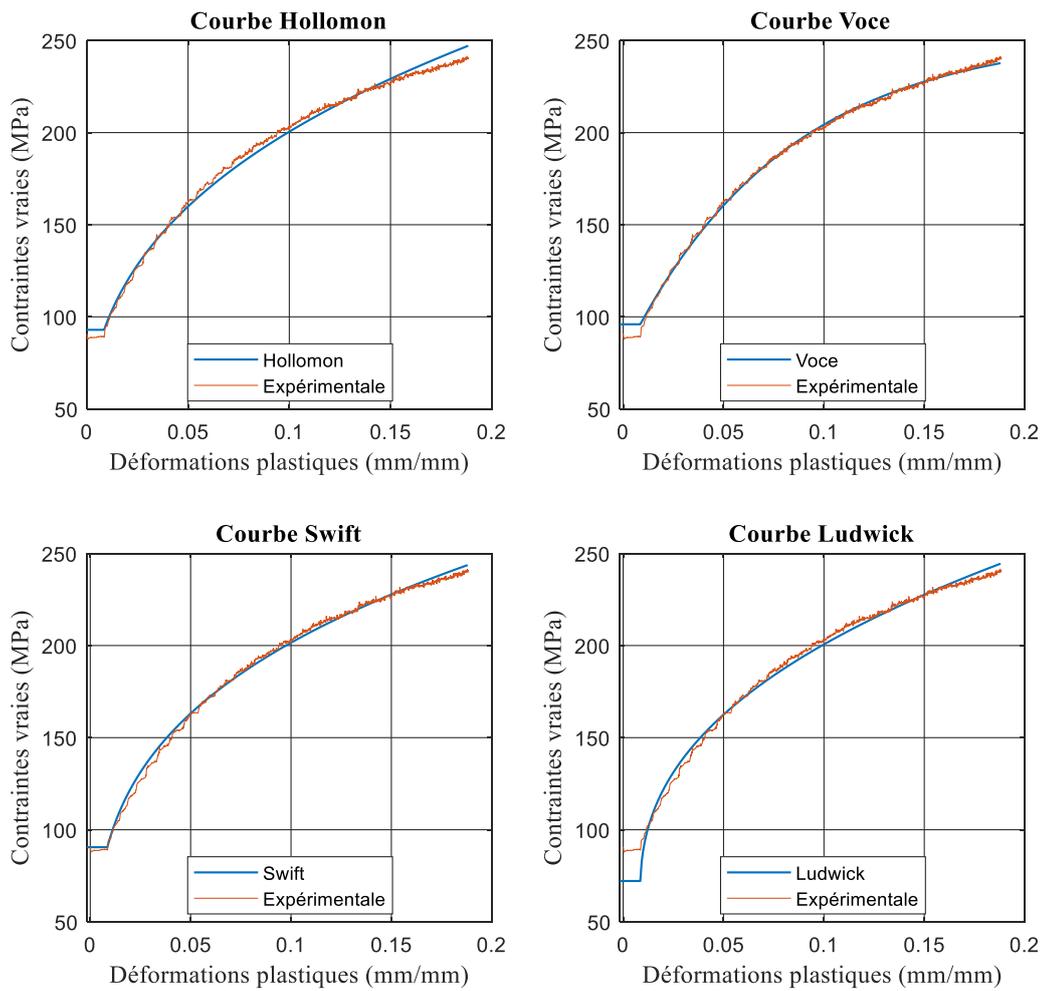


Figure 33 : Comparaison des lois d'érouissage pour l'alliage AA5052-O à 45°

Tableau 10 : Paramètres des lois d'érouissage pour le AA5052-O

Orientation	Loi Hollomon		Loi de Voce			
	K	n	σ_e	Q	b	
0°	449,5	0,325	168	14	96	
45°	430,7	0,334 5	158	12,7	96	
90°	420,1	0,323 7	159	12,6	94	
Orientation	Loi de Swift			Loi de Ludwick		
	K	n	ε_0	K	n	σ_e
0°	422,1	0,292	0,004	390	0,379	54,08
45°	401,2	0,297	0,006 6	367	0,409	62,38
90°	401,7	0,296	0,005 5	369	0,412	61,78

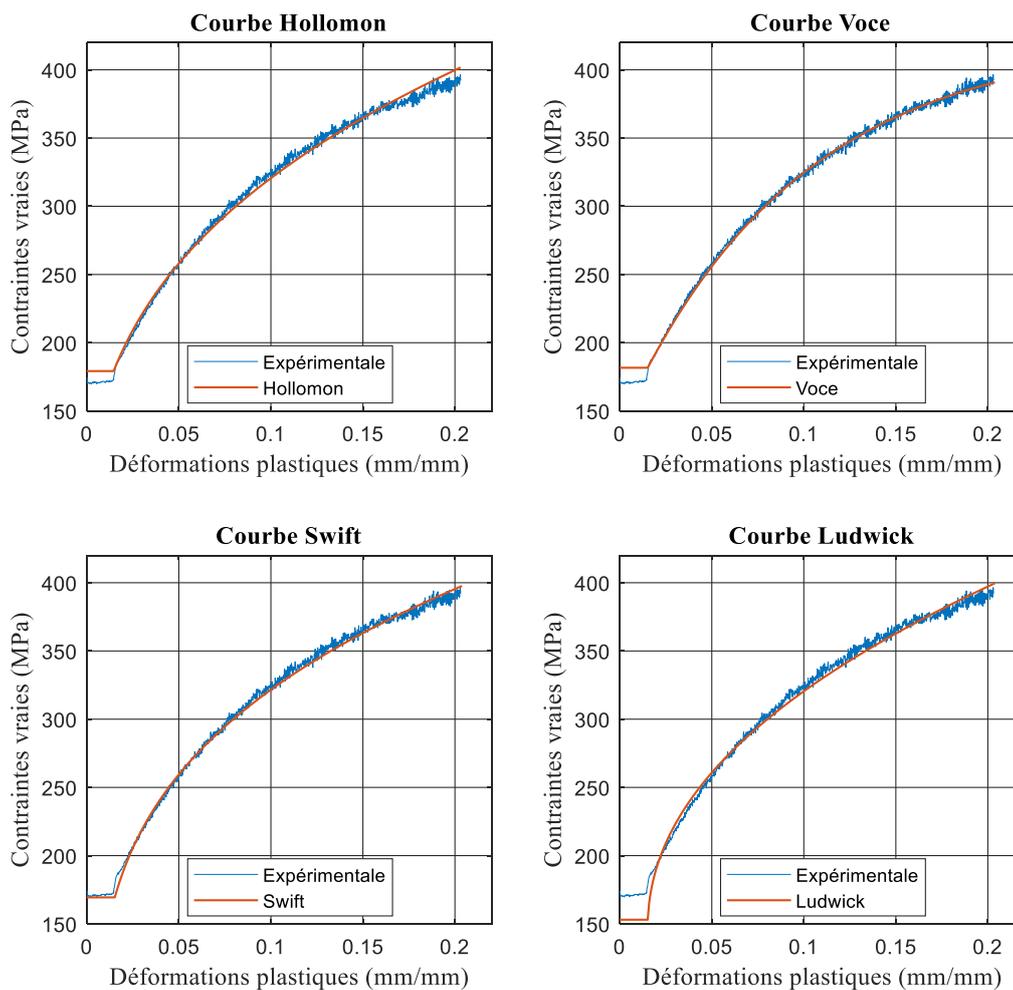


Figure 34 : Comparaison des lois d'écrouissage pour l'alliage AA5083-O à 45°

Tableau 11 : Paramètres des lois d'écrouissage pour le AA5083-O

Orientation	Loi Hollomon		Loi de Voce			
	K	n	σ_e	Q	b	
0°	706,9	0,325 1	251	11,6	181	
45°	670,8	0,324 1	242	10,48	182	
90°	664,7	0,315 5	241	10,75	182	
Orientation	Loi de Swift			Loi de Ludwick		
	K	n	ε_0	K	n	σ_e
0°	668,4	0,293	0,009	600	0,500	142
45°	632,4	0,287	0,010 2	554	0,463	144
90°	636	0,289	0,010 6	560	0,47	145

En regardant les figures précédentes, il apparaît que la loi d'Hollomon et la loi de Ludwick sont moins efficaces pour décrire l'écoulement mécanique des alliages d'aluminium que leurs contreparties. De leur côté, la loi de Voce et la loi de Swift permettent d'obtenir des résultats intéressants. Par contre, chacune de ces lois comporte une lacune. D'une part, la loi de Voce a plus de difficulté à prédire la limite élastique des alliages. D'autre part, la loi de Swift surestime légèrement la contrainte et s'éloigne de la courbe expérimentale au fur et à mesure que la déformation plastique augmente. Cette loi est donc moins utile pour extrapoler les résultats des courbes expérimentales. Pour choisir la loi d'écroutissage la plus apte à décrire le comportement mécanique des alliages à l'étude, il est possible d'utiliser une équation de moindre carré afin de déterminer la loi qui est la plus semblable à la courbe obtenue de manière expérimentale. Cette équation est de la forme suivante :

$$\Phi = \frac{1}{2} \|h(\theta) - y_\Phi\|^2 \quad (3.4)$$

Dans l'équation (3.4), $h(\theta)$, y_Φ et Φ représentent respectivement les valeurs obtenues par les diverses lois d'écroutissage, les points de la courbe expérimentale de l'alliage et l'indicateur de performance. Cet indicateur doit être minimisé. Le tableau 12 compare les résultats obtenus à l'aide de l'équation (3.4).

Tableau 12 : Évaluation de la fonction Φ pour les diverses lois d'écroutissage [MPa²]

	AA5052-H36			AA5052-O			AA5083-O		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Hollomon	284	264	277	1803	1217	1047	2467	2076	1937
Voce	83	118	72	204	237	170	729	687	808
Swift	115	144	124	1099	741	750	1644	1198	1427
Ludwick	169	192	207	1838	1136	1388	3062	2372	2665

En se basant sur les résultats du tableau 12, il est clair que la loi d'écroutissage la plus performante pour les trois alliages est la loi de Voce. Par contre, cette loi comporte un écart non négligeable au début de l'écoulement plastique pour les alliages où il y a présence du phénomène de Piobert-Lüders. Pour combler cette lacune, cette première partie de la courbe d'écoulement plastique peut être plutôt décrite par la loi de Swift.

Alors, pour modéliser l'écoulement plastique des alliages d'aluminium, la loi de Swift est utilisée jusqu'à ce que la courbe donnée par cette loi croise la courbe de la loi de Voce. Après ce croisement des courbes, la loi de Voce se charge de décrire le reste de la courbe d'érouissage. La figure 35 illustre la technique utilisée.

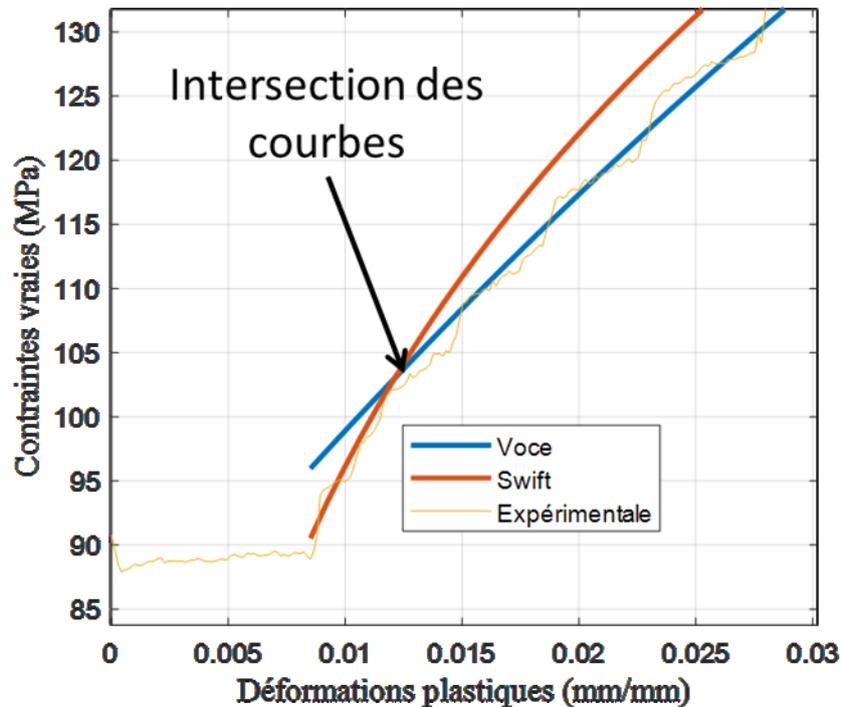


Figure 35 : Schéma de l'utilisation de la courbe d'érouissage Swift-Voce

De cette manière, l'écart entre la courbe expérimentale et la courbe analytique est grandement réduit comme il est possible de le voir au tableau 13. Une fois de plus, l'équation (3.4) a été utilisée pour évaluer la performance des deux courbes.

Tableau 13 : Évaluation de la fonction Φ pour la loi Swift-Voce [MPa²]

	AA5052-O			AA5083-O		
	0°	45°	90°	0°	45°	90°
Swift-Voce	175	199	153	700	664	780
Voce	204	237	170	729	687	808

3.1.6.3. Détermination des coefficients d'anisotropie

Lors de la réalisation des essais de traction, deux extensomètres ont été utilisés afin d'obtenir les déformations longitudinales et transversales. Comme il est expliqué à la section 2.2.3, les coefficients de Lankford peuvent être déterminés en utilisant seulement les déformations plastiques de ces deux directions. La définition de ces coefficients est d'une grande importance lors d'une simulation numérique traitant de la mise en forme de

tôle mince par emboutissage étant donné les grandes déformations engendrées par ce type de procédé de mise en forme ainsi que le comportement anisotrope des tôles minces. Ces coefficients sont utilisés dans la définition du critère de plasticité qui dicte l'écoulement plastique du matériau. Il est donc judicieux de les définir convenablement. Pour ce faire, deux méthodes distinctes sont utilisées. Ici, on cherche à déterminer une valeur moyenne du coefficient d'anisotropie. Bien que ce dernier varie légèrement en fonction de la déformée du matériau, il n'est pas possible de prendre en compte cette variation dans la majorité des logiciels d'éléments finis. Alors, il devient pertinent d'utiliser un coefficient qui permet de décrire le comportement du matériau pour l'ensemble de son écoulement plastique. La première méthode consiste tout simplement à utiliser l'équation (2.7) sur un ensemble de points et à effectuer une moyenne pour obtenir un coefficient moyen. L'équation (2.7) peut en fait être réduite à l'expression suivante pour en faciliter son utilisation :

$$r = \frac{\ln(w_0 / w)}{\ln(lw / l_0w_0)} \quad (3.5)$$

Où, w_0 et w représentent respectivement la largeur initiale et la largeur de l'échantillon pendant l'essai tandis que l_0 et l représentent la longueur initiale et la longueur de l'échantillon lors de l'essai. Comme il est possible de le remarquer sur la figure 36, le coefficient d'anisotropie varie au fur et à mesure que le matériau se déforme. Il n'est donc pas possible d'évaluer le coefficient en un point unique puisque ceci pourrait biaiser la valeur obtenue.

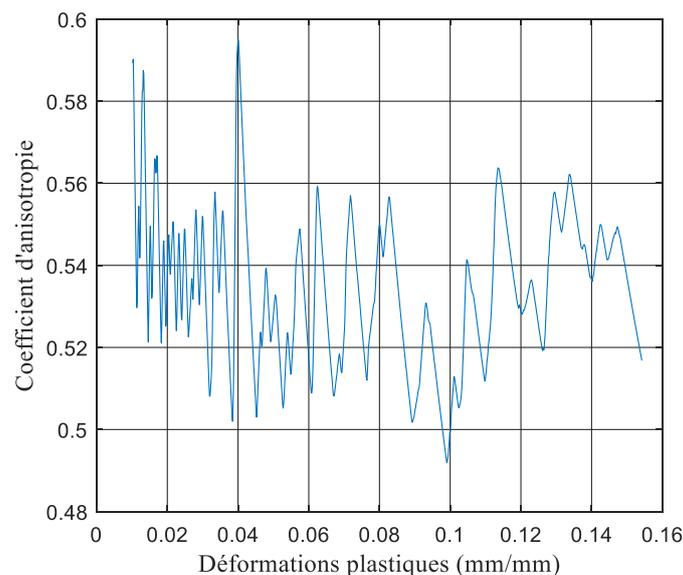


Figure 36 : Coefficient d'anisotropie en fonction de la déformation plastique du AA5052-O à 45°

La deuxième méthode utilisée consiste à tracer une courbe qui exprime les déformations plastiques transverses en fonction des déformations plastiques dans le sens de l'épaisseur. À titre de rappel, les déformations dans le sens de l'épaisseur peuvent être évaluées en utilisant l'équation (2.6). Une fois cette courbe tracée, il suffit d'effectuer une régression linéaire de la courbe et d'évaluer la pente de cette dernière. La valeur de la pente représente en fait le coefficient d'anisotropie comme le démontre l'équation (2.5). La figure 37 présente un exemple de la deuxième méthode.

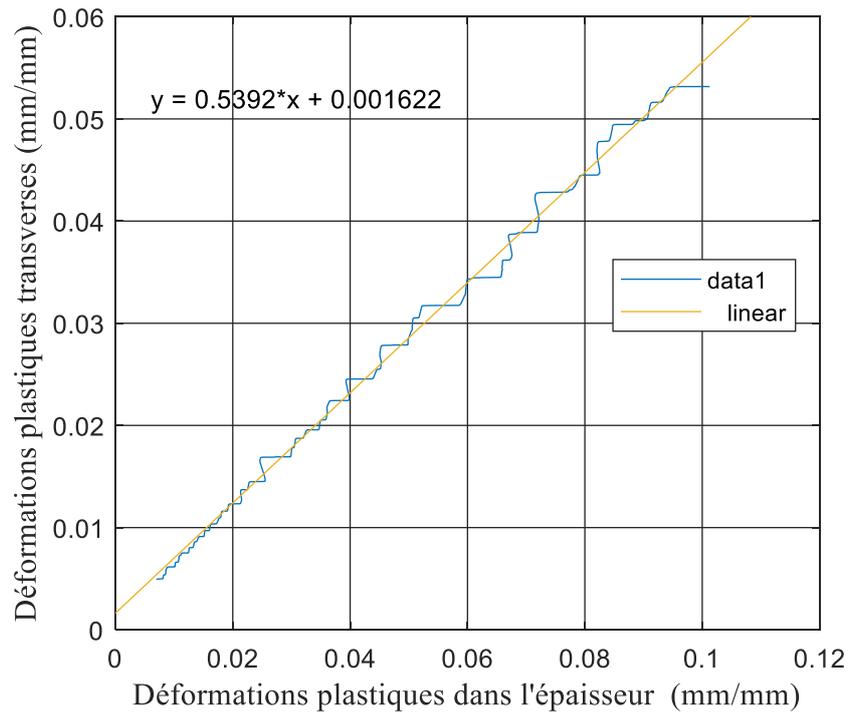


Figure 37 : Exemple graphique de la deuxième méthode

Une fois que les coefficients de Lankford ont été évalués pour les trois orientations de 0°, 45° et 90°, on peut évaluer une valeur moyenne et le degré d'anisotropie avec les équations (3.6) et (3.7) :

$$\bar{r} = \frac{r_0^\circ + r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} \quad (3.6)$$

$$\Delta r = \frac{r_0^\circ - r_{90^\circ}}{2} \quad (3.7)$$

Le tableau 14 présente les coefficients d'anisotropie des alliages à l'étude. Pour déterminer la méthode la plus juste, il est possible une fois de plus d'utiliser une expression de la forme de l'équation (3.4). La valeur obtenue est ajoutée au tableau 14 entre parenthèses pour chaque coefficient d'anisotropie.

Tableau 14 : Coefficients d'anisotropie des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O

	AA5052-H36		AA5052-O		AA5083-O	
	Méthode 1	Méthode 2	Méthode 1	Méthode 2	Méthode 1	Méthode 2
r_0	1,317 3 (9,56)	1,298 3 (9,66)	0,574 3 (0,135)	0,562 (0,219)	0,606 0 (1,46)	0,699 9 (6,38)
r_{45°	0,725 2 (1,05)	0,736 (1,09)	0,534 3 (0,159)	0,539 2 (0,171)	0,903 4 (0,802)	0,887 3 (0,942)
r_{90°	1,506 2 (10,85)	1,537 4 (11,14)	0,527 6 (0,137 6)	0,540 7 (0,215 7)	0,648 6 (0,709)	0,706 8 (2,42)
\bar{r}	1,068 5	1,076 9	0,542 6	0,545 3	0,765 4	0,795 3
Δr	0,343 3	0,340 9	0,008 3	0,006 1	-0,108 9	-0,091 0

En connaissance de quoi, pour les travaux effectués dans le cadre de ce projet de recherche, la méthode 1 sera privilégiée.

3.2. Essais de compression plane

Tout comme pour les essais de traction, la réalisation des essais de compression plane s'inscrit dans un objectif de génération de données concernant la mise en forme de certains alliages d'aluminium. En effet, ces essais permettent de caractériser certaines propriétés mécaniques ainsi que l'écoulement plastique des alliages étudiés en compression plane. Étant donné que les problèmes liés à la striction sont inexistantes lors d'un essai de compression plane, cet essai a permis ultimement de vérifier l'écoulement plastique des alliages lorsque ceux-ci subissent de grandes déformations et ainsi tracer des courbes contraintes vraies — déformations vraies pour ce chemin de déformation. Les résultats obtenus sont ensuite comparés aux résultats obtenus par l'essai de traction simple.

3.2.1. Montage de l'essai de compression plane

Les essais de compression plane sont effectués sur une machine d'essais MTS de modèle TestFrame 322 couplée au logiciel StationManager. Cette dernière est en mesure de mesurer la force appliquée sur l'échantillon en fonction du temps. Munie d'un LVDT (transformateur différentiel à variation linéaire), la machine est également en mesure de mesurer le déplacement du vérin appliquant la charge. Par contre, pour l'essai de compression plane, il est nécessaire de prendre certaines précautions lors du traitement des données pour prendre en considération les déformations du montage. Ces déformations

seront explicitées à la section 3.2.4. Pour réaliser un essai de compression plane, il est généralement nécessaire d'utiliser un outillage fait sur mesure. L'outillage qui a été utilisé est présenté à la figure 38.

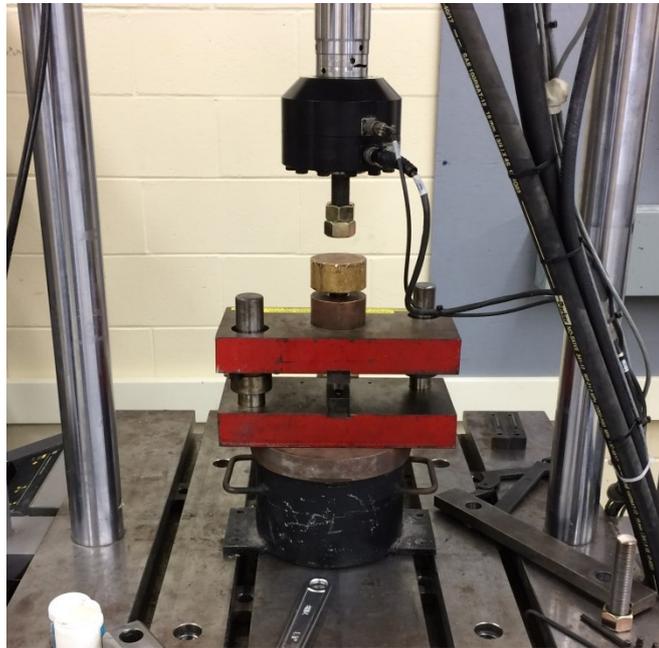


Figure 38 : Outillage utilisé pour les essais de compression plane

L'outillage utilisé comprend des mâchoires qui permettent d'écraser l'échantillon (voir figure 39). Ces mâchoires sont interchangeables, ce qui permet d'ajuster leur largeur en fonction des échantillons.



Figure 39 : Mâchoires de l'outillage

3.2.2. Description des échantillons des essais de compression

Pour les essais de compression plane, les échantillons utilisés sont tout simplement des plaques rectangulaires. Tout comme il a été mentionné à la section 3.2.1, deux types d'échantillon et de mâchoires sont utilisés pour négliger le frottement. Les dimensions des échantillons sont présentées au tableau 15. De son côté, la figure 40 permet de situer dans l'espace les dimensions du tableau 15.

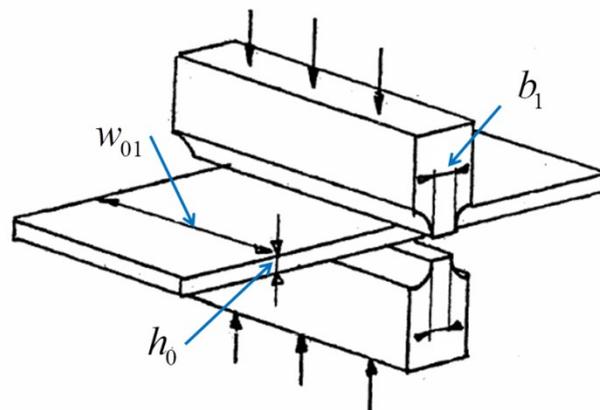


Figure 40 : Localisation spatiale des dimensions des échantillons de compression plane

Tableau 15 : Dimensions des échantillons des essais de compression plane

	Paramètres	Valeurs	Paramètres	Valeurs
Mâchoire 1	b_1	2,5 mm	w_{01}	15 mm
Mâchoire 2	b_2	5 mm	w_{02}	30 mm
	h_0	2 mm		

Avant la réalisation d'un essai, il est préalablement nécessaire de lubrifier les échantillons afin de faciliter l'écoulement plastique des alliages d'aluminium et de diminuer le frottement entre les mâchoires et l'échantillon. Pour ce faire, une mince couche de pétrole blanc était appliquée sur les deux côtés des échantillons avant de réaliser les essais.

3.2.3. Plan expérimental de l'essai de compression plane

Afin d'obtenir des résultats expérimentaux pertinents, il est nécessaire de dresser un plan expérimental convenable. La liste suivante présente les points importants de la démarche suivie.

- Enlèvement de tout type de bavures de l'échantillon avant les essais.
- Tests réalisés à une vitesse de 1 mm/min.

- Application d'une légère charge sur les échantillons pour réduire les jeux dans le montage.
- Échantillons lubrifiés avant la réalisation des essais.
- Essais réalisés à température ambiante (25 °C).

Le Tableau 16 présente les échantillons testés. Ce plan est en fait réalisé à deux reprises. Une première fois en utilisant les mâchoires de 5 mm et une deuxième, en utilisant les mâchoires de 2,5 mm. Pour cette série d'essais, seulement les alliages AA5052-O et AA5083-O ont été testés puisque ces deux alliages peuvent atteindre des déformations importantes en comparaison du AA5052-H36.

Tableau 16 : Plan expérimental pour les essais de traction simple

Alliages	Orientations	Nombre d'échantillons
5052-O	0°	3
	45°	3
	90°	3
5083-O	0°	3
	45°	3
	90°	3
	Total	18

3.2.4. Traitement des données de l'essai de compression plane

Tel qu'énoncé à la section 3.2.1, il est important de prendre quelques précautions lors de l'analyse des résultats des essais de compression plane. En effet, il est nécessaire de respecter certaines conditions géométriques pour obtenir réellement un état de déformations planes au niveau de l'échantillon. De plus, il est également nécessaire de prendre en considération la rigidité de l'outillage ainsi que les jeux que peut comporter ce dernier. La section présente traite donc des diverses précautions à considérer lors du traitement des données d'un essai de compression plane.

3.2.4.1. Conditions expérimentales requises pour l'obtention de déformations planes

Diverses conditions géométriques doivent être respectées pour être dans un état de déformation plane. En se basant sur la notation de la figure 40, celles-ci sont les suivantes :

- Condition 1 :
$$0,25 \leq \frac{h}{b_x} \leq 0,5$$
- Condition 2 :
$$5b_x \leq w \leq 10b_x$$

La condition 2 peut être aisément respectée en choisissant judicieusement les dimensions initiales des échantillons. Par contre, la condition 1 implique que pour certains niveaux de déformation, l'échantillon n'est plus dans un état de déformations planes. Alors, en utilisant les mâchoires de 5 mm, l'épaisseur de l'échantillon doit être supérieure à une valeur de 1,25 mm. Pour un échantillon ayant une épaisseur de 2 mm, cela représente une déformation logarithmique de 47 %.

3.2.4.2. Frottement engendré par les efforts lors de l'essai de compression plane

Par sa nature, l'essai de compression plane engendre un frottement important entre les mâchoires et l'échantillon testé. Par contre, il est possible de négliger le frottement lors du traitement des données en réalisant des essais expérimentaux avec deux paires de mâchoires ayant des largeurs différentes. L'exercice suivant démontre cette affirmation. Tout d'abord, la contrainte avec frottement S'_F peut être calculée de la façon suivante :

$$S'_F = S_F \left(1 + \frac{1}{2} \mu \frac{b_x}{h} \right) \quad (3.8)$$

Où μ est le coefficient de frottement entre le matériau et les mâchoires. Pour une déformation ε_h donnée, les valeurs des contraintes calculées S_F , qui correspondent aux largeurs des mâchoires b_1 et b_2 , doivent être égales. On obtient donc :

$$S_F = \frac{S'_{1F} b_2 - S'_{2F} b_1}{b_2 - b_1} \quad (3.9)$$

$$\mu = 2h \frac{S'_{1F} - S'_{2F}}{S'_{2F} b_1 - S'_{1F} b_2} \quad (3.10)$$

Il devient alors possible d'isoler le coefficient de frottement de l'équation (3.8) pour ainsi le supprimer du calcul des contraintes.

3.2.4.3. Correction de la rigidité de la machine et de l'outillage

Bien que la rigidité globale de la machine et de l'outillage utilisés soit nettement supérieure aux échantillons d'aluminium, il est assuré que la déformation élastique subie par le montage peut biaiser de manière considérable la valeur du déplacement mesuré. En effet, la longueur caractéristique de la machine est beaucoup plus grande que l'épaisseur des échantillons, alors même une faible déformation peut avoir une influence importante sur les résultats obtenus. Il est donc impératif d'éliminer cette source d'erreur.

Pour ce faire, des essais à vide, c'est-à-dire sans échantillon, ont été réalisés. Cet exercice permet en fait de tracer une courbe exprimant le déplacement de la machine en fonction de la force appliquée sur le montage comme il est possible de voir à la figure 41. Lors de ces essais, il est important d'appliquer une force supérieure à la force maximale pouvant être appliquée dans un essai véritable afin d'être en mesure de corriger les déplacements sans avoir recours à une extrapolation.

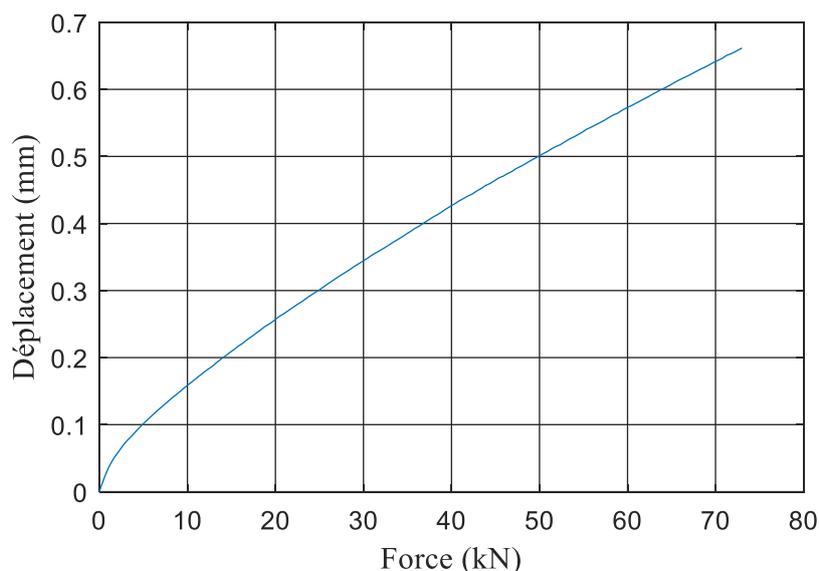


Figure 41 : Courbes déplacement — force pour les mâchoires de 5 mm

Il suffit ensuite de soustraire le déplacement de la courbe de la figure 41 au déplacement enregistré lors d'un essai réel pour éliminer les erreurs liées à la rigidité du montage. Bien entendu, il est nécessaire d'effectuer cet exercice pour les deux paires de mâchoires.

3.2.4.4. Correction de l'origine de la courbe force – déplacement des essais de compression plane

En raison du type de lubrifiant utilisé, il est nécessaire d'appliquer une correction au niveau de l'origine de la courbe force – déplacement donnée par l'essai de compression plane. Pour ce faire, il faut tout d'abord mesurer l'épaisseur finale des échantillons testés.

Ensuite, il suffit de soustraire la valeur mesurée au déplacement final mesuré par la machine pour déterminer la valeur de la correction du déplacement (Silk & Van Der Winden, 1999) comme le montre l'équation (3.11). Finalement, la correction est appliquée au déplacement. Celle-ci a pour effet de déplacer la courbe force — déplacement vers la gauche. Cette correction vise donc à évaluer le déplacement maximal enregistré par la machine utilisée avec le déplacement réel mesuré manuellement.

$$\delta'_{corr} = \delta_{nominal} - (\delta_{nominal}^{max} - \delta_{mesuré}^{max}) \quad (3.11)$$

La figure 42 illustre la correction proposée.

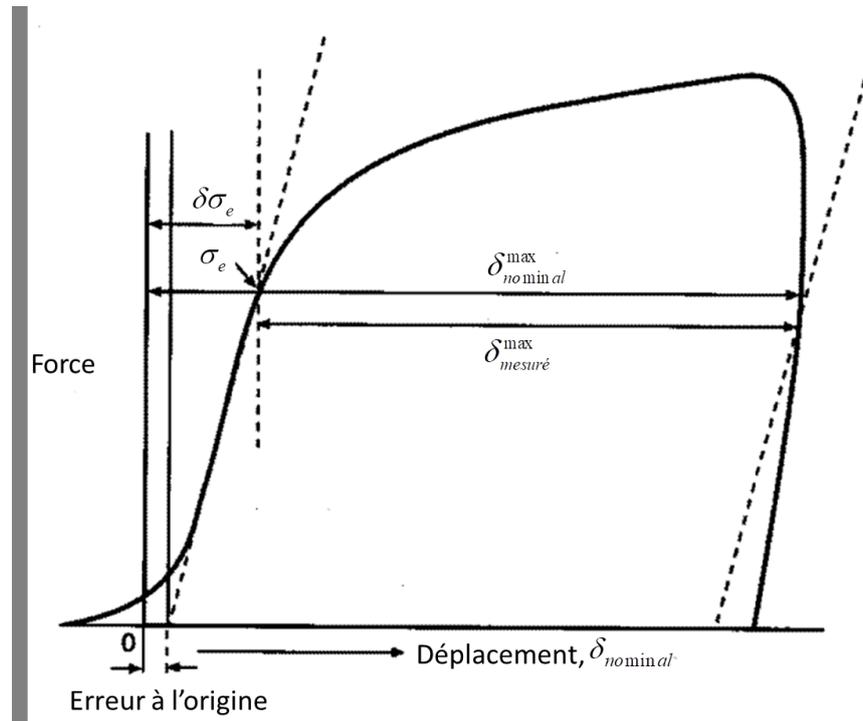


Figure 42 : Correction de l'origine de l'essai de compression plane

3.2.4.5. Calcul de la largeur de l'échantillon

Lors de la réalisation d'un essai de compression plane, il peut être difficile de mesurer l'évolution de la largeur de l'échantillon testé sans arrêter l'essai en cours. Cependant, il existe des relations empiriques qui permettent d'évaluer ce paramètre à partir de la largeur et de l'épaisseur de l'échantillon mesurées en amont et en aval du test (Loveday et al., 2006). Les valeurs intermédiaires peuvent ensuite être calculées à l'aide des relations (3.12) et (3.13):

$$C_b = \frac{(w_f / w_0) - 1}{1 - (h_f / h_0)^u} \quad (3.12)$$

$$w = w_0 \left[1 + C_b - C_b (h/h_0)^u \right] \quad (3.13)$$

Où, w_f et w_0 représente la largeur finale et la largeur initiale de l'échantillon. Les variables h_f et h_0 représentent de leur côté l'épaisseur finale et l'épaisseur initiale de ce dernier. Pour l'aluminium, il a été déterminé qu'une valeur adéquate du coefficient u est de 0,18 (Shi, McLaren, Sellars, Shahani, & Bolingbroke, 1997).

3.2.5. Calcul des contraintes pour l'essai de compression plane

En considérant les conclusions de la section 3.2.4.2, il devient possible de déduire les contraintes exercées sur les échantillons à partir de la courbe force — déplacement donnée par la machine MTS. Le cheminement suivant décrit les étapes permettant d'atteindre ce résultat. Tout d'abord, la contrainte mesurée S_F : peut être calculée de la façon suivante :

$$S_F = \frac{F}{b_x w'} \quad (3.14)$$

Avec,

$$w' = \frac{w + w_0}{2} \quad (3.15)$$

Où,

- F : la force appliquée sur la plaque
- w : la largeur de la pièce
- w_0 : la largeur initiale

Ensuite, pour prendre en compte la friction lors de l'essai, il est nécessaire d'ajouter un facteur de correction géométrique. Avec ce facteur, on peut déduire la contrainte corrigée S' :

$$S'_F = \frac{S_F}{fg} \quad (3.16)$$

De son côté, la déformation logarithmique est la suivante :

$$\varepsilon = \ln \left(\frac{h_0}{h} \right) \quad (3.17)$$

La figure 43 présente un graphique permettant de déterminer la valeur de fg en fonction du rapport $\frac{h}{b}$.

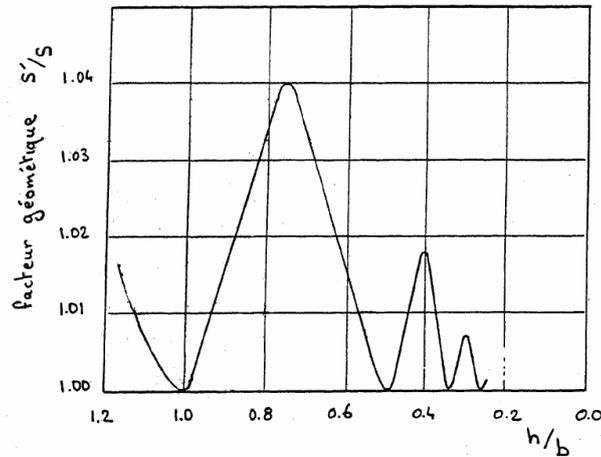


Figure 43 : Graphique permettant de déterminer le paramètre fg

Avec les résultats des deux tests effectués avec deux paires de mâchoires de largeur b_1 et b_2 , on obtient la contrainte d'écoulement S_e en fonction des contraintes corrigées S'_{1F} et S'_{2F} :

$$S_e = \frac{S'_{1F} b_2 - S'_{2F} b_1}{b_2 - b_1} \quad (3.18)$$

3.2.6. Résultats des essais de compression plane

L'essai de compression plane possède un avantage considérable par rapport à l'essai de traction simple. En effet, il n'y a pas apparition de striction lors de l'essai. Il est donc possible de vérifier le comportement du matériau testé pour de grandes déformations. La section ci-présente expose les résultats obtenus à l'aide de cet essai.

3.2.6.1. Courbes contraintes vraies — déformations vraies des alliages étudiés en compression plane

En utilisant les équations présentées aux sections 3.2.4 et 3.2.5, il devient possible de tracer la courbe contraintes — déformations des alliages à l'étude à partir des résultats obtenus lors des essais. La figure 44 et la figure 45 présentent ces courbes pour chaque alliage selon les orientations de 0° , 45° et 90° . Afin de respecter les conditions requises à l'obtention de déformations planes, les courbes sont présentées sur un intervalle de 0 à 50 % de déformation.

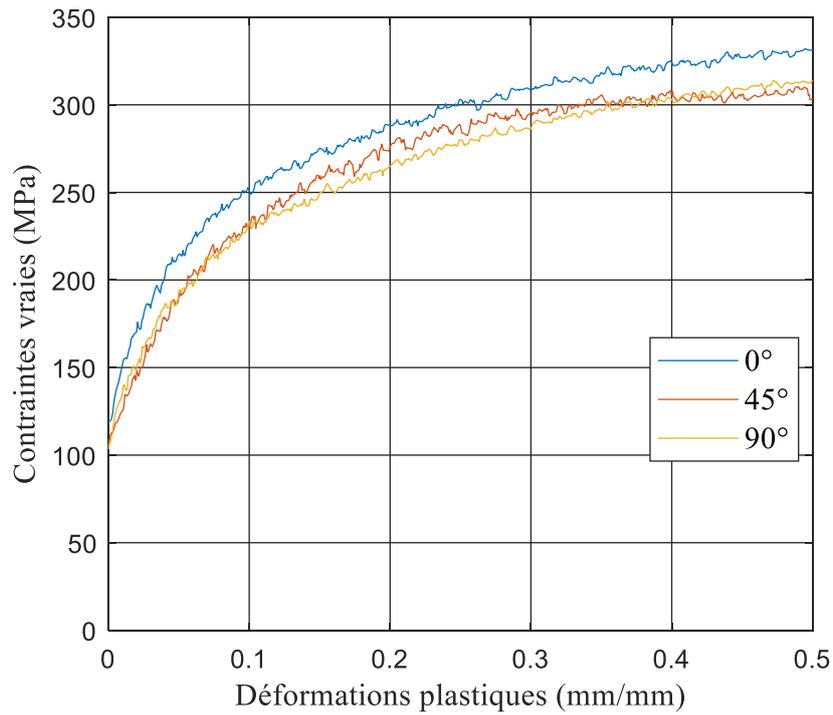


Figure 44 : Courbes Contraintes vraies - déformations vraies du AA5052-O en compression plane

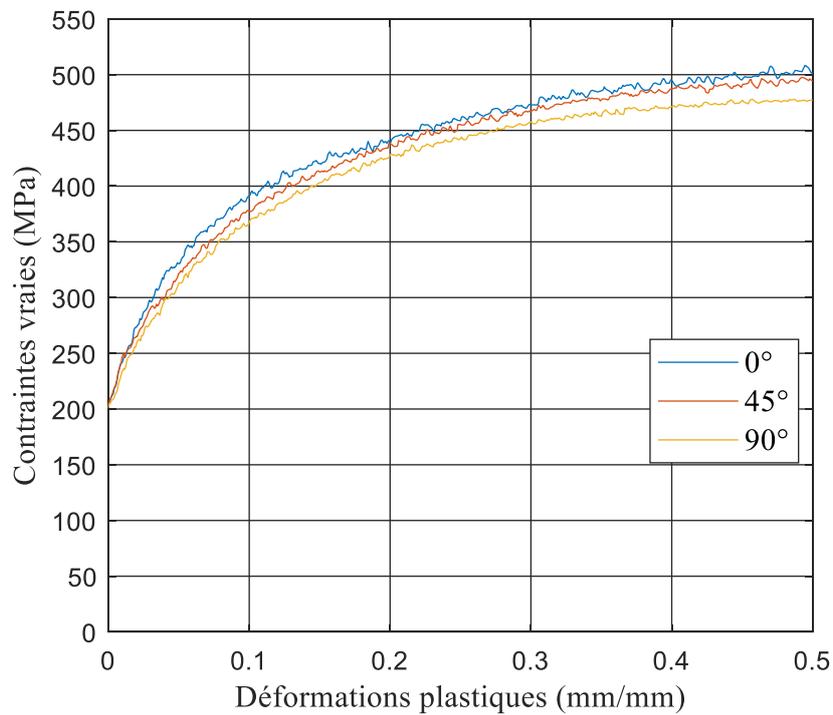


Figure 45 : Courbes Contraintes vraies - déformations vraies du AA5083-O en compression plane

Tout comme pour les essais de traction uniaxiale, il est possible, sur la figure 44 et la figure 45, de remarquer le comportement anisotrope des alliages étudiés. En raison de la quantité élevée de magnésium des alliages étudiés, le phénomène de Portevin-Le Chatelier

est perceptible sur les courbes de compression. Ceci explique en fait les oscillations présentes sur les courbes. Contrairement aux essais de traction, il n'est pas possible d'observer l'effet Piobert-Lüders sur les courbes de compression plane. Étant un essai engendrant des déformations en compression, l'essai de compression plane ne permet pas un accroissement rapide des dislocations comme le fait un essai de traction monotone. En effet, on vient plutôt ici compresser les joints de grains les uns contre les autres.

3.2.6.2. Écoulement plastique des alliages 5052-O et 5083-O en compression

L'essai de compression plane permet de prédire l'écoulement d'un matériau pour de grande déformation. Par contre, celui-ci est tout de même limité pour les plaques minces en raison des conditions expérimentales qui doivent être respectées pour assurer la déformation plane en compression. Il devient alors intéressant, lors du développement d'un modèle numérique, de déterminer un modèle à l'aide d'une loi d'écrouissage afin de prédire le comportement mécanique d'un alliage au-delà des limitations présentées à la section 3.2.4.1. Pour ce faire, l'efficacité de la loi de Swift et de la loi de Voce est ici comparée. Comme il a été vu à la section 3.1.6.2, ces deux lois sont plus prometteuses que la loi d'Hollomon et la loi de Ludwick.

La figure 46 et la figure 47 présentent les courbes qui ont été obtenues à l'aide des lois d'écrouissage de Swift et Voce. Pour alléger la présentation, seules les courbes pour une orientation sont présentées par alliage. Le tableau 17 et le tableau 18 accompagnent ces images en résumant les coefficients des lois utilisées, et ce pour des orientations de 0°, de 45° et de 90°.

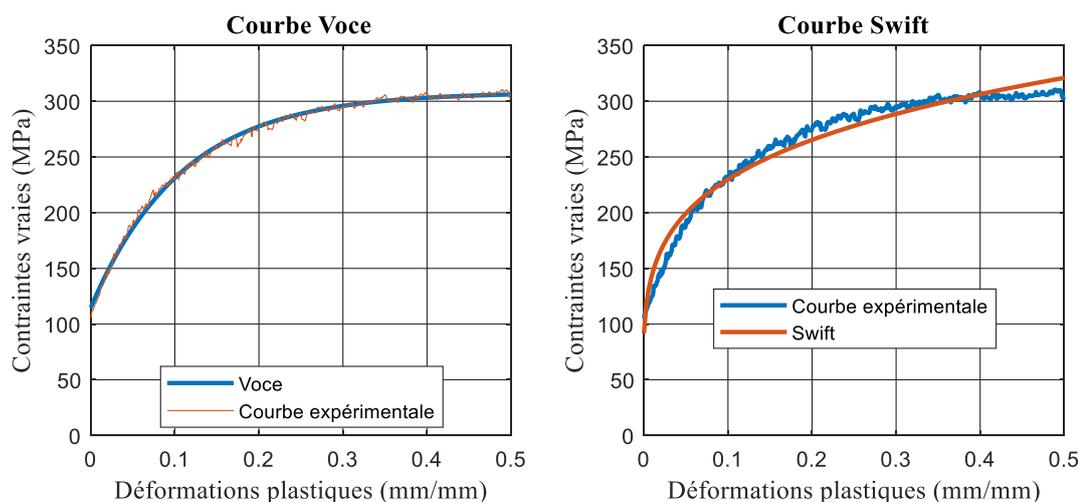


Figure 46 : Comparaison des lois d'écrouissage en compression pour le AA5052-O à 45°

Tableau 17 : Paramètres des lois d'érouissage en compression pour le AA5052-O

Orientation	Loi Swift			Loi de Voce		
	K	n	ε_0	Q	b	σ_e
0°	387,36	0,212 2	0,001 9	189,94	7,54	135,65
45°	370 665	0,208 5	0,001 2	193,23	9 215	114,79
90°	385,55	0,192 6	0,001 8	185,95	7,86	145,2

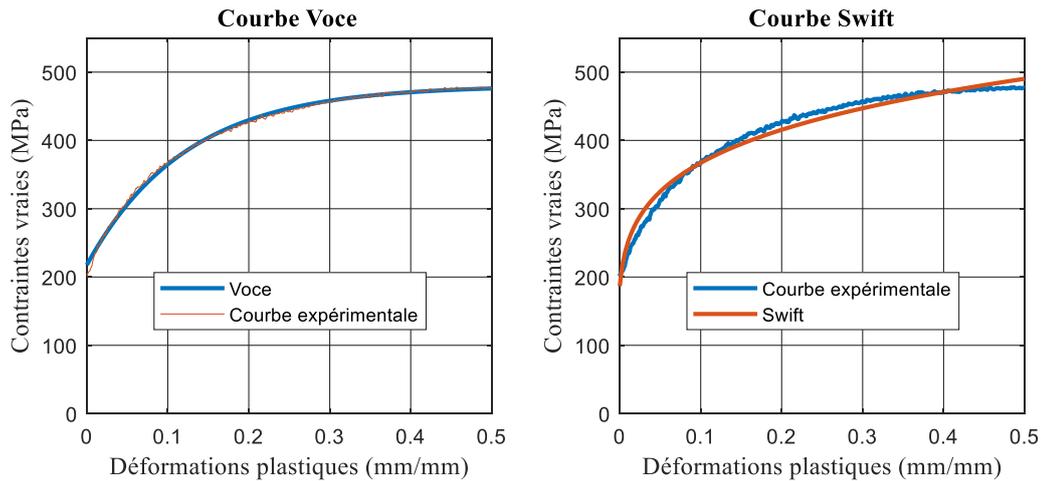


Figure 47 : Comparaison des lois d'érouissage en compression pour le AA5083-O à 90°

Tableau 18 : Paramètres des lois d'érouissage en compression pour le AA5083-O

Orientation	Loi Swift			Loi de Voce		
	K	n	ε_0	Q	b	σ_e
0°	586,95	0,185	0,002 3	267,89	7,92	235,33
45°	586,38	0,196 4	0,003 2	269,72	7,67	228,44
90°	555,59	0,181 8	0,002 5	272,60	8,34	2 16,77

Une fois de plus, en regardant la figure 46 et la figure 47, on remarque que la loi de Voce semble être la mieux adaptée pour modéliser l'écoulement plastique des alliages à l'étude. En utilisant la même technique qu'à la section 3.1.6.2, il devient possible d'évaluer la justesse des lois d'érouissage. Le tableau 19 présente les faits saillants de cette analyse.

Tableau 19 : Évaluation de la justesse des diverses lois d'érouissage en compression

Alliage	Orientation	Loi Swift	Loi de Voce
AA5052-O	0°	2300	2335
	45°	1500	1467
	90°	3792	3426
AA5083-O	0°	7596	7905
	45°	7399	3336
	90°	16 984	1965

En se basant sur les résultats du tableau 19, il est clair que la loi d'érouissage la plus performante pour les deux alliages est la loi de Voce. De plus, la loi de Swift devient moins juste pour des déformations élevées. Par contre, la loi de Voce comporte un écart non négligeable au début de l'écoulement plastique et semble avoir de la difficulté à prédire la limite élastique des alliages comme il est illustré à la figure 48. Ceci n'est toutefois pas un problème puisque la majorité des logiciels de simulation numérique permettent d'entrer une courbe d'érouissage manuellement. Il suffit donc d'utiliser la courbe expérimentale ou la loi de Swift comme il a été montré à la section 3.1.6.2 pour le début de la courbe, étant donné que la loi d'érouissage est surtout utile pour extrapoler la courbe expérimentale.

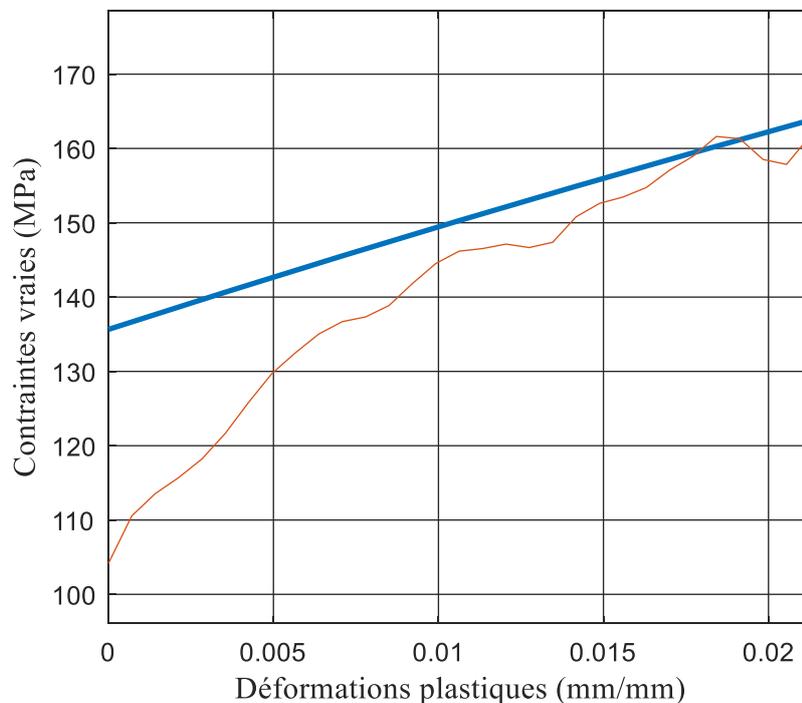


Figure 48 : Écart entre la loi de Voce et la courbe expérimentale au début de la courbe pour l'alliage AA5052-O à 0 °

3.2.6.3. Comparaison avec les résultats obtenus avec l'essai de traction simple

Étant donné que l'essai de traction uniaxial est limité en raison du phénomène de striction, il était intéressant d'utiliser une autre technique comme l'essai de compression plane pour être en mesure de vérifier le comportement des alliages sous de fortes déformations. Le tout dans le but de modéliser l'écoulement plastique des alliages de façon plus juste. Par contre, étant donné que les deux essais imposent aux échantillons testés des chemins de déformations différents, il est nécessaire de comparer les résultats obtenus à l'aide des deux méthodes avant de pouvoir tirer des conclusions.

Afin de comparer les résultats, il est préalablement nécessaire d'utiliser un facteur de correction sur les contraintes obtenues par l'essai de compression plane.

$$\sigma_v = \frac{\sqrt{3}}{2} S_e \quad (3.19)$$

Ce facteur doit être appliqué aux résultats obtenus par l'essai de compression plane puisque les deux essais utilisés n'ont pas le même état de contrainte. En effet, l'essai de compression plane possède un état de contrainte plane tandis que l'essai de traction possède un état de contrainte triaxial. La figure 49 compare les résultats de deux essais pour les alliages étudiés pour des orientations de 0°, 45° et 90° en fonction du laminage. Sur cette figure, les courbes déterminées à l'aide de la loi de Voce sont présentées. Comme énoncé à la section 3.1.6.2, les courbes ont été corrigées lorsque nécessaire, afin de suivre la courbe expérimentale avec plus de justesse. Les courbes des essais de traction ont été extrapolées afin de comparer les deux essais pour des déformations importantes.

En regardant la figure 49, il est possible de remarquer qu'il y a une bonne corrélation entre les résultats des deux essais. Bien entendu, les courbes des deux essais sont différentes pour de faibles déformations plastiques en raison du plateau de Lüders qui est uniquement présent pour les courbes de traction. Une légère variation peut être également observée entre les deux essais vers la fin de la courbe pour le AA5052-O. Afin de qualifier cette différence, il est possible d'évaluer l'erreur moyenne entre la courbe de traction et la courbe de compression pour chaque alliage. Le tableau 20 présente les résultats de cette analyse. Étant donné que l'erreur relative est inférieure à 5 % pour tous les alliages, on peut donc affirmer que les courbes obtenues pour les deux types d'essais sont assez similaires.

Tableau 20 : Moyenne de l'erreur entre les courbes de traction et de compression

Alliage	Orientation	Moyenne absolue	Écart type absolu	Moyenne relative	Écart type relatif
		MPa	MPa	%	%
AA5052-O	0 °	9 324	4,95	4,33	3,73
	45 °	6 705	4 403	3,11	2,68
	90 °	6 283	3,21	3,04	2,63
AA5083-O	0 °	9 495	7 434	2,96	2,38
	45 °	6 799	8,44	2,52	2,14
	90 °	7 546	4,775 8	2,30	1,82

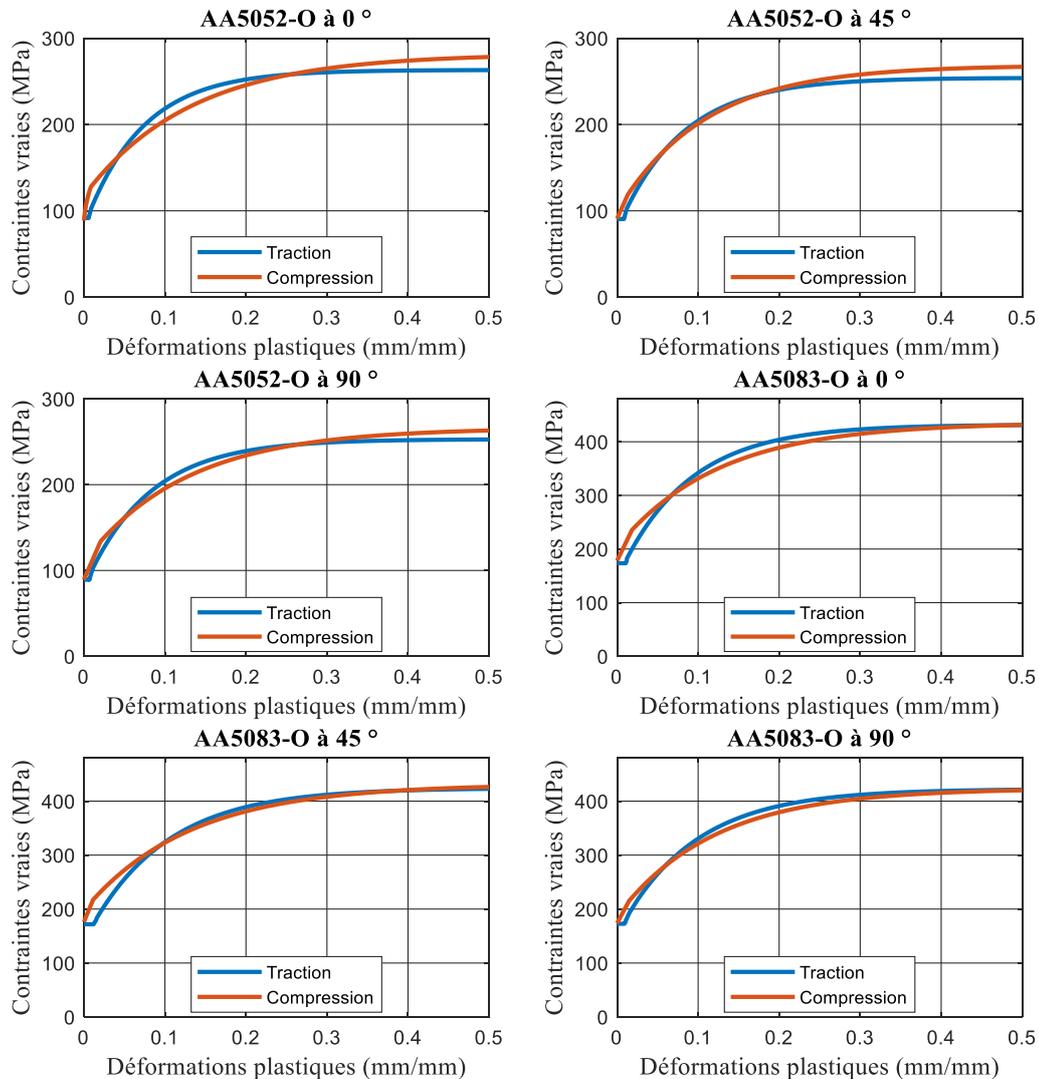


Figure 49 : Comparaison des résultats obtenus pour les deux types d'essais

3.3. Récapitulatif des faits saillants de la caractérisation des alliages

Ce chapitre a permis de présenter les alliages d'aluminium utilisés dans le cadre de ce projet de recherche et les particularités qui leur sont associés. Une caractérisation du comportement mécanique des alliages a également été effectuée pour des sollicitations en traction uniaxiale et en compression plane.

Dans un premier temps, les essais de traction uniaxiale ont permis de déterminer les propriétés mécaniques des alliages utilisés en plus d'évaluer leur écoulement plastique. À l'aide de ces essais, il a été démontré que la loi d'écrouissage de Voce permettait de modéliser efficacement l'écrouissage de certains alliages d'aluminium de la série 5000. Cette série d'essais a également montré que les alliages avaient un comportement anisotrope, en plus d'exhiber certaines instabilités comme l'effet de Portevin-Lechatelier lorsque ceux-ci sont déformés plastiquement.

Dans un deuxième temps, l'essai de compression plane a permis d'évaluer le comportement plastique des alliages sous de grandes déformations puisque, contrairement à l'essai de traction simple, il n'y a pas de déchirement de l'échantillon durant cet essai. En utilisant les résultats obtenus à l'aide de cet essai, une validation de l'extrapolation des courbes de traction a été effectuée. Cette analyse a démontré qu'il y avait une bonne corrélation entre les résultats des essais de traction et de compression plane. Enfin, étant donné que les procédés d'emboutissage imposent des déformations en traction sur les matériaux, les courbes de traction seront utilisées pour les simulations à venir.

En résumé, les résultats obtenus dans ce chapitre sont cruciaux pour la modélisation numérique des alliages étudiés. Ceux-ci permettent en fait d'évaluer l'écoulement plastique, l'anisotropie et le critère de plasticité qui sont tous les trois indispensables lors de la simulation de la mise en forme de tôles minces en aluminium.

Chapitre 4 : Évaluation des états limites des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O

Ce chapitre présente les diagrammes limite de formabilité déterminés de manière expérimentale des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O. Pour ce faire, l'essai d'emboutissage de Nakazima a été utilisé. Les résultats obtenus sont utilisés à titre de référence pour les simulations numériques. En effet, le but ultime des simulations numériques serait que les résultats numériques soient identiques aux résultats expérimentaux.

4.1. Montage utilisé pour la réalisation de l'essai de Nakazima

Afin de réaliser l'essai de Nakazima, il est nécessaire d'avoir à sa disposition une machine d'essais servo-hydraulique et l'outillage adéquat. Cette section a donc pour objectif de présenter l'équipement utilisé pour réaliser les essais.

Tout d'abord, bien qu'assez rudimentaire, l'Université de Sherbrooke possède une machine hydraulique en mesure d'appliquer les charges requises pour l'emboutissage de tôles minces en aluminium. Par contre, l'instrumentation de cette dernière est assez limitée. Cette machine est présentée à la figure 50.



Figure 50 : Presse hydraulique de l'université de Sherbrooke

De plus, comme cette machine n'est pas adaptée à la réalisation des essais. Il a été nécessaire de concevoir un outillage spécial pour les effectuer. L'outillage en question est présenté à la figure 51.

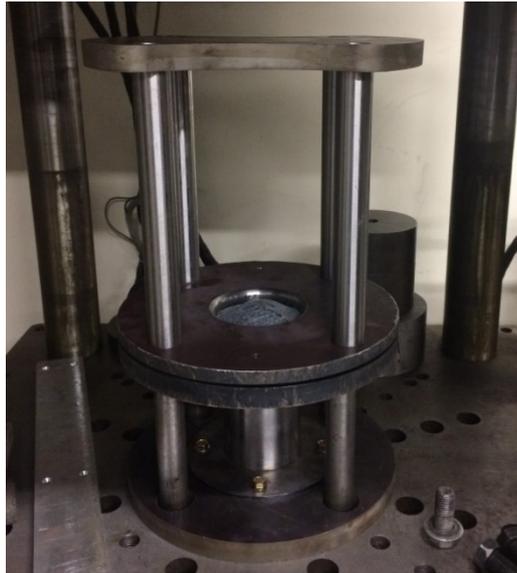


Figure 51 : Outillage permettant de réaliser les essais de Nakazima

Comme il est illustré à la figure 52, ce dernier comporte plusieurs parties distinctes : un sous-ensemble poinçon, un sous-ensemble matrice et un serre-flan.

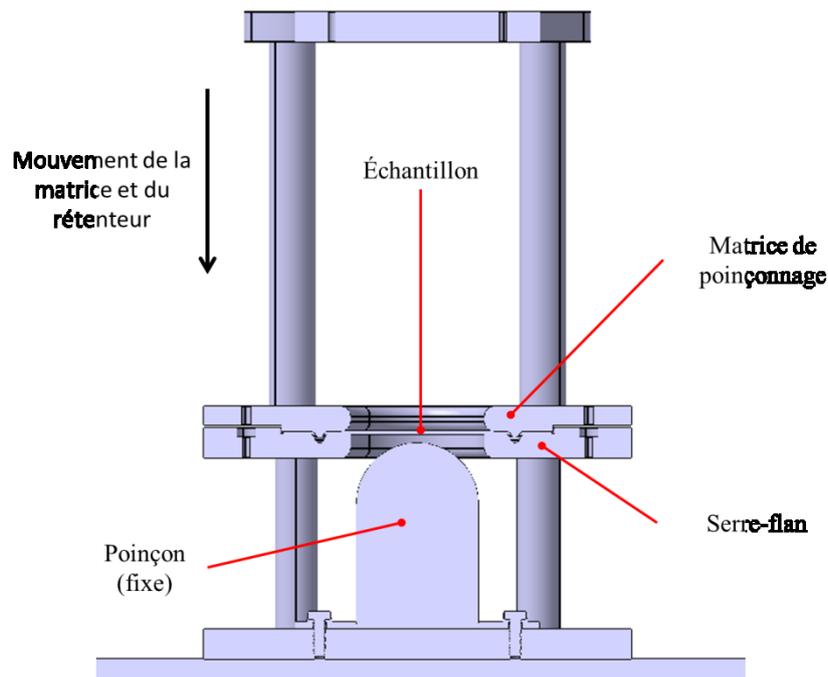


Figure 52 : Fonctionnement de l'outillage de l'essai de Nakazima

Le fonctionnement de cet outillage est assez simple. Une fois l'échantillon positionné entre le rétenteur et la matrice d'emboutissage, les deux vérins de la presse appliquent chacun une force dans une direction opposée pour ainsi créer la force de serrage. Ensuite, la charge du vérin principal continue d'augmenter, ce qui fait en sorte que l'assemblage, comportant le rétenteur, l'échantillon et la matrice d'emboutissage, se déplace vers le bas et vient s'emboutir sur le poinçon qui est fixe.

4.2. Échantillons utilisés pour les essais de Nakazima

Tout comme il est explicité à la section 2.3.2.1, il est nécessaire d'utiliser des échantillons ayant une largeur différente pour obtenir plusieurs chemins de déformation et ainsi tracer un diagramme limite de formabilité complet. Pour ce faire, onze largeurs d'échantillon ont été sélectionnées. Ces échantillons, présentés à la figure 53, ont chacun une largeur différente. Les dimensions des échantillons sont explicitées au tableau 21.

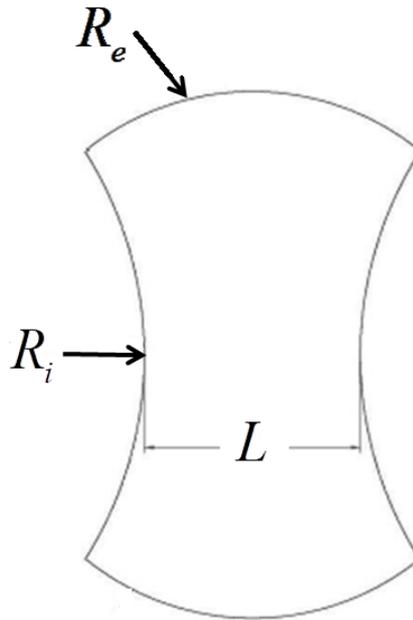


Figure 53 : Échantillon typique pour l'essai de Nakazima

Tableau 21 : Dimensions des échantillons de l'essai de Nakazima

Dimensions	Valeurs
Rayon interne R_i	160 mm
Rayon externe R_e	220 mm
Largeur de l'échantillon L	20, 50, 70, 90, 100, 110, 120, 130, 150, 170, 220 mm
Épaisseur	2 mm

Pour être en mesure de mesurer les déformations des échantillons à la suite des essais, un motif circulaire est appliqué sur chacun par l'intermédiaire d'une source laser. À l'aide de cette grille, il devient possible d'évaluer la déformée de ceux-ci en comparant les dimensions des cercles avant et après l'essai. Tel que suggéré par la norme ASTM E2218, le diamètre des cercles gravés sur l'échantillon est de 2,5 mm. Lors de la réalisation de la gravure du motif, il est important d'utiliser une puissance appropriée. En effet, il n'est pas

désirable d'enlever une trop grande quantité de matière puisque cela pourrait influencer les résultats obtenus. Par contre, il est également important que le motif ait une bonne définition et qu'il soit visible aisément. La figure 54 présente un exemple du motif utilisé.

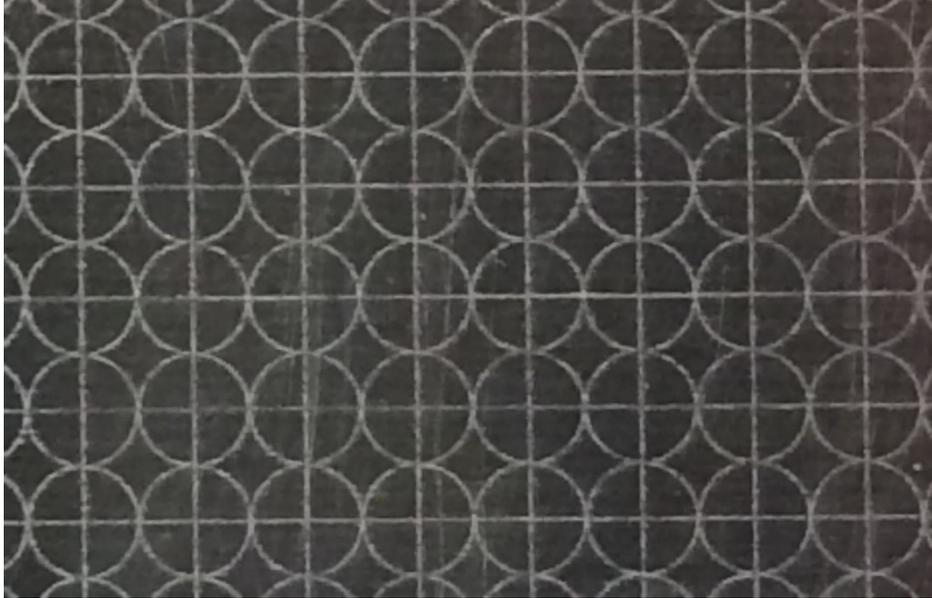


Figure 54 : Motif utilisé pour la mesure des déformations

4.3. Technique de prise de mesure pour les essais de Nakazima

Pour mesurer la déformée des échantillons testés, il suffit de mesurer les diagonales des ellipses du motif à la suite des essais et de les comparer à la dimension nominale des cercles de départ. De cette façon, il suffit d'utiliser l'équation (4.1) pour en déduire les déformations.

$$\varepsilon_m = \frac{m_f - m_i}{m_i} \quad (4.1)$$

Où m_f et m_i représentent respectivement la valeur mesurée à la suite du test et la mesure des cercles avant l'essai. Pour obtenir les mesures convoitées, la technique préconisée dans le cadre de ce projet de recherche consiste à mesurer à l'aide d'un logiciel de traitement d'image, les dimensions des cercles déformés. Pour prendre les images en question, une caméra Dyno-Lite pro a été utilisée. En plus de pouvoir facilement ajuster sa position de la caméra à l'aide d'un trépied, celle-ci offre une plage de grossissements intéressante pour la prise de mesure du motif gravé sur les échantillons. La figure 55 présente la caméra utilisée.

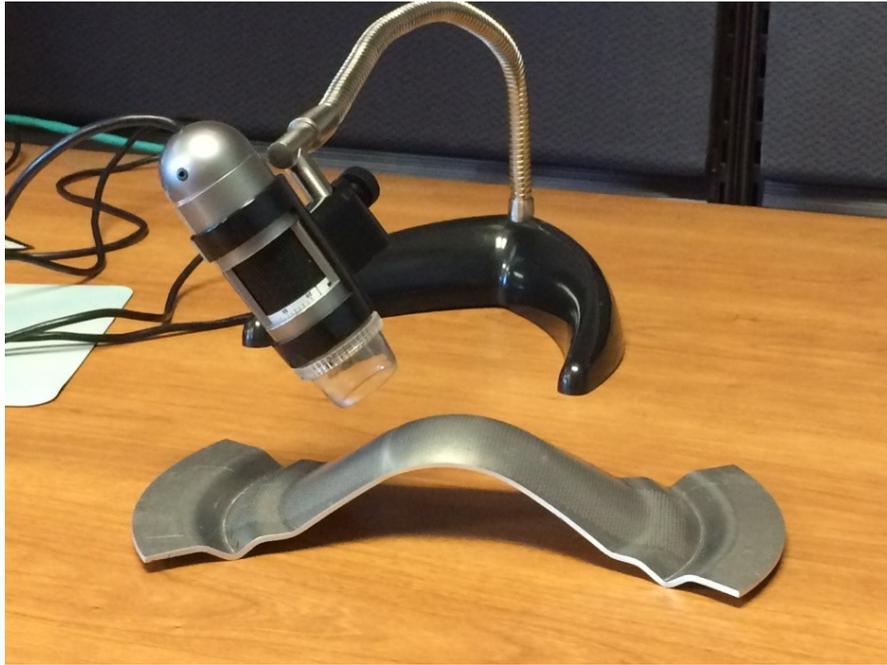


Figure 55 : Caméra Dino-Lite Pro utilisée dans le cadre du projet

Plusieurs étapes doivent être entreprises avant de pouvoir mesurer les déformations des échantillons. Tout d'abord, il est nécessaire d'effectuer l'étalonnage de la caméra. Pour ce faire, il suffit de mesurer, dans le logiciel de la caméra (DinoCapture 2.0), la valeur d'une dimension connue pour plusieurs grossissements différents. En fait, cette étape consiste à prendre quelques photos d'un objet, dont les dimensions sont connues, et ensuite indiquer au logiciel la valeur exacte de celles-ci. Cette étape doit être répétée à plusieurs reprises afin de couvrir l'étendue de la plage des grossissements nécessaires à la prise de données. De cette façon, il sera par la suite possible d'ajuster l'échelle des photos dans le logiciel en fonction du grossissement utilisé et ainsi permettre la prise de mesure du motif de cercle.

Par la suite, en ajustant la position et le grossissement de la caméra sur la zone de l'échantillon souhaitée, on prend plusieurs photos de l'échantillon. Les dimensions de certaines ellipses de la grille de mesure sont ensuite mesurées comme il est illustré à la figure 56, pour évaluer les déformations des échantillons.



Figure 56 : Exemple de prise de mesure avec le logiciel DinoCapture 2.0

4.4. Plan expérimental de l’essai de Nakazima

Afin d’obtenir des résultats expérimentaux pertinents, il est nécessaire de dresser un plan expérimental convenable. La liste suivante présente les points importants de la démarche suivie.

- Lubrification de l’échantillon et du poinçon avec du pétrole blanc
- Installation de l’échantillon sur le serre-flan
- Positionnement et ajustement de la matrice de poinçonnage
- Serrage de l’échantillon
- Emboutissage de la pièce à une vitesse de 20 mm/min.

Pour chaque échantillon de chaque alliage étudié, deux essais sont réalisés. Le tableau 22 résume le plan expérimental.

Tableau 22 : Plan expérimental de l’essai de Nakazima : nombre d’échantillons

Alliages	Largeur (mm)										
	20	50	70	90	100	110	120	130	150	170	220
AA5052-O	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
AA052-H36	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
AA5083-O	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2

4.5. Résultats expérimentaux de l'essai de Nakazima

À l'aide de l'essai de Nakazima, il a été possible de tracer les diagrammes de formabilité expérimentaux des alliages AA5052-H36, AA5052-O et AA5083-O. Les diagrammes de ces trois alliages sont présentés à la figure 57, la figure 58 et la figure 59.

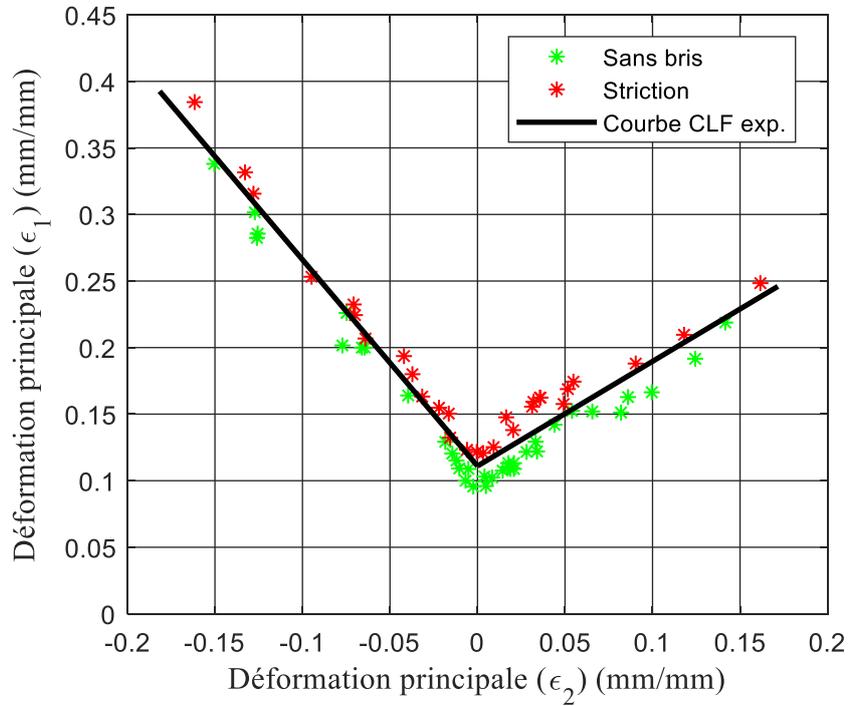


Figure 57 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5052-H36

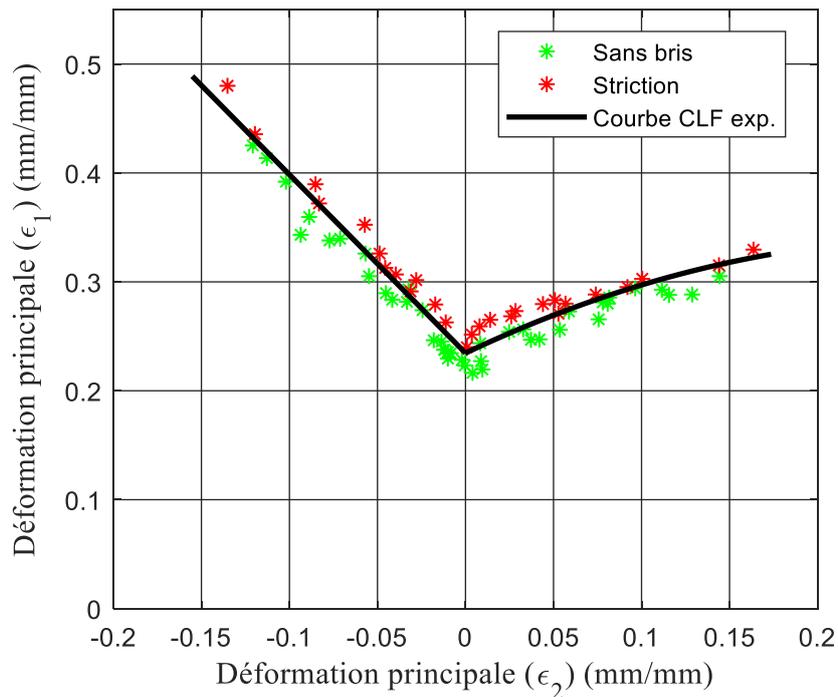


Figure 58 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5052-O

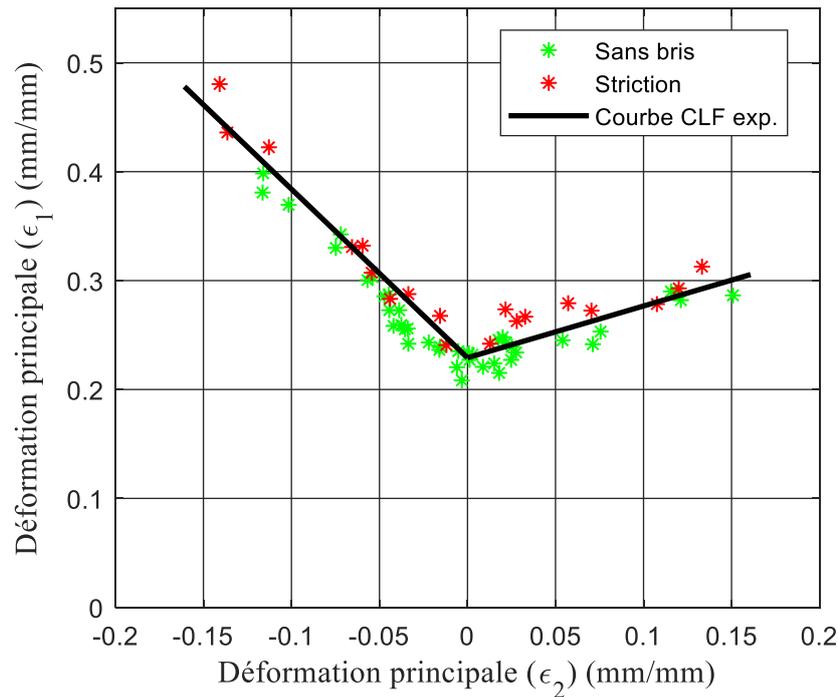


Figure 59 : Diagramme de formabilité expérimental du AA5083-O

Sur ces figures, les points verts représentent les ellipses des échantillons testés près de la zone de striction sans toutefois y toucher. De leur côté, les points rouges représentent les ellipses touchant à la zone striée. La courbe CLF a été déterminée à partir de ces points par régression linéaire.

En analysant de plus près ces figures, on remarque que les états limites de déformation des trois alliages sont différents. Bien que les alliages AA5052-O et AA5083-O aient des courbes ayant des niveaux de déformations similaires, la courbe limite de l'alliage AA5052-H36 montre que la striction de cet alliage se produit pour des déformations moins élevées que pour les autres alliages. Cette observation était à prévoir puisque ce matériau est déjà fortement écroui, il y a donc moins de marge en termes de déformation avant la striction de ce dernier. Par contre, bien que les états limites de cet alliage soient inférieurs aux autres, celui-ci exhibe une bonne formabilité dans la partie de gauche du diagramme de formabilité. Comme il a été vu à la section 2.2.3, ce phénomène peut être expliqué par le comportement fortement anisotrope de ce dernier. En effet, celui-ci possède des coefficients de Lankford qui ont une valeur plus élevée que les autres alliages.

De plus, il est possible de remarquer, sur les figures précédentes, que la partie de droite des courbes limites de formabilité est limitée dans le sens qu'elle n'exprime pas l'état limite

des alliages jusqu'à un état de déformation complètement biaxiale. Ceci est en fait causé par l'essai de Nakazima. En effet, lors des essais, la rupture de l'échantillon se situe sur le côté de l'échantillon comme il est possible de le voir sur la figure 60. Or, à cet endroit, les déformations ne sont pas complètement biaxiales. Il aurait plutôt fallu observer un bris dans une zone où les déformations sont biaxiales, comme sur le dessus de l'échantillon, pour pouvoir prédire la rupture de ce dernier pour ce type de déformation.



Figure 60 : Rupture des échantillons lors de l'essai Nakazima

4.6. Comparaison des résultats expérimentaux aux modèles analytiques

Bien que l'essai de Nakazima permette de déterminer le diagramme de formabilité des matériaux métalliques, la réalisation des essais ainsi que le traitement des données requièrent généralement une période de temps assez longue en plus d'être plus coûteux que les essais de caractérisation traditionnels. Or, dans un contexte industriel, il n'est pas toujours envisageable de réaliser ce type d'essai pour l'ensemble des matériaux utilisés par l'entreprise. L'utilisation d'un modèle analytique permettant de définir la courbe CLF d'un matériau à partir de ses propriétés mécaniques est donc une option très intéressante. Dans cette section, il sera question de déterminer le modèle analytique le plus prometteur pour les alliages utilisés dans le cadre de ce projet de recherche. La figure 61, la figure 62 et la

figure 63 comparent les divers modèles analytiques présentés à la section 2.4.1 aux résultats expérimentaux.

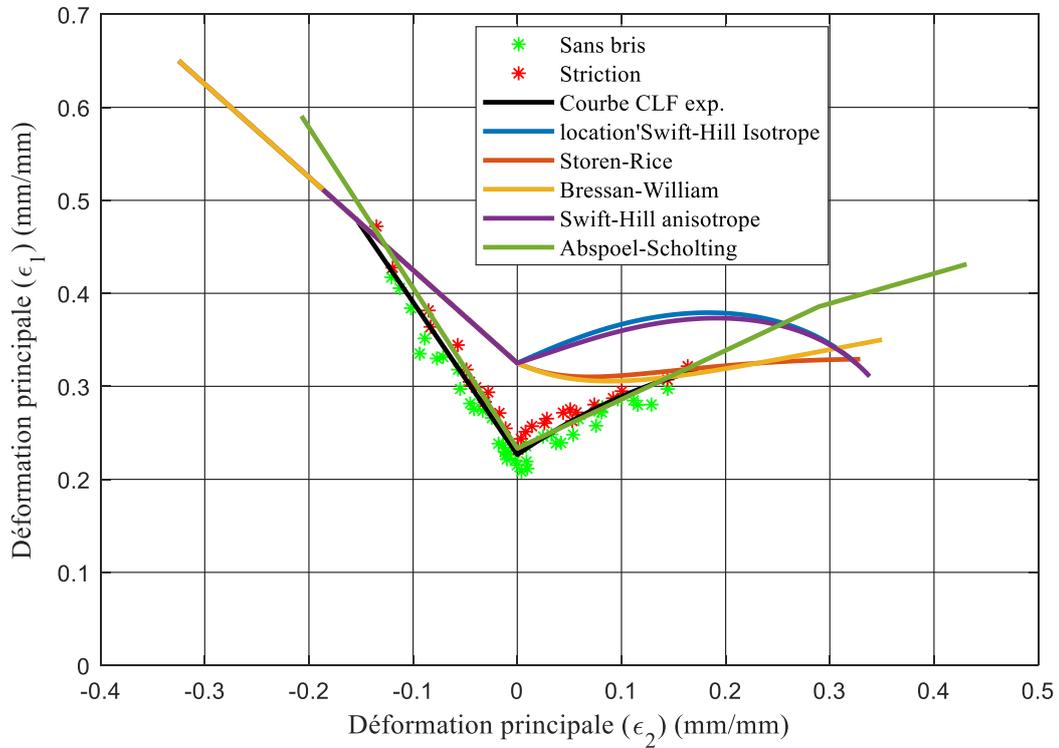


Figure 61 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5052-O

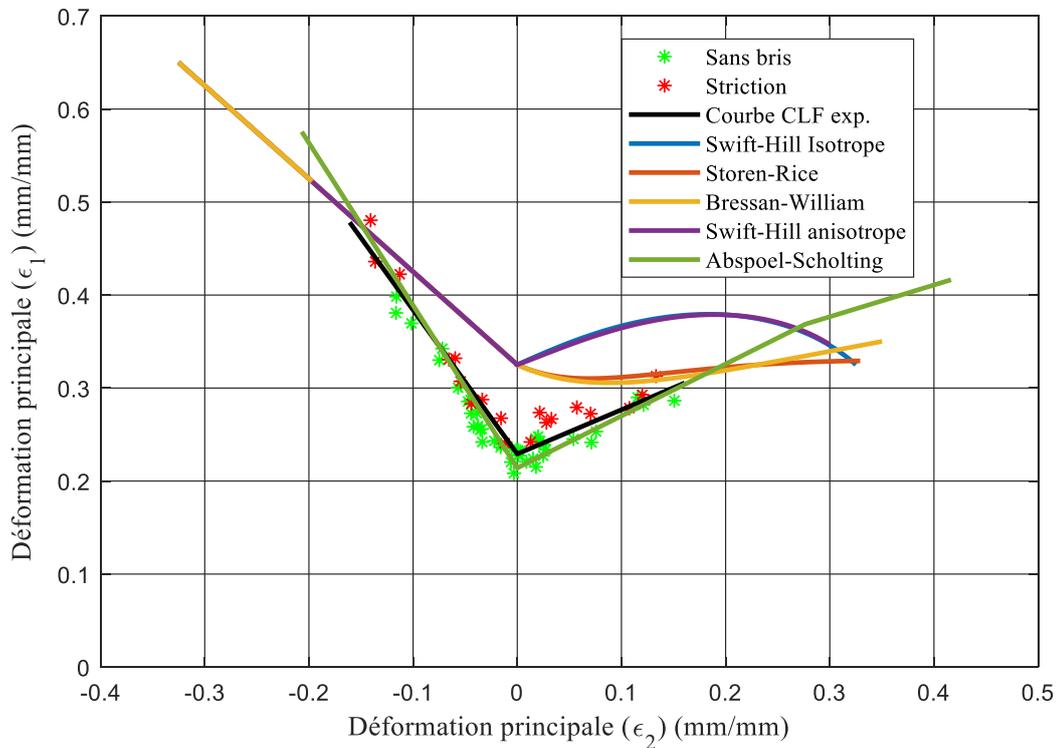


Figure 62 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5083-O

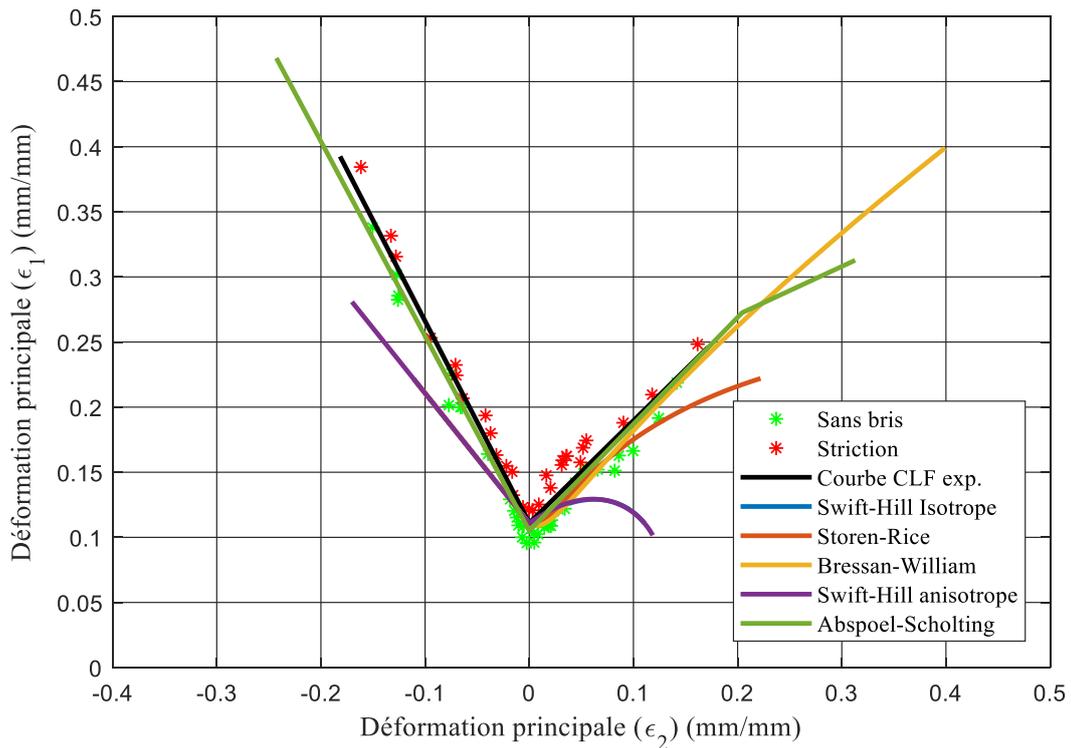


Figure 63 : Comparaison des divers modèles analytiques pour le AA5052-H36

En regardant les figures précédentes, on remarque que le seul modèle qui permette d'obtenir une estimation convenable de la courbe CLF des trois alliages est le modèle d'Abspoel-Scholting. En effet, mis à part celui-ci, tous les modèles ne semblent pas adéquats pour prédire les limites de formabilité des alliages étudiés, et ce, spécialement pour la partie de droite du diagramme de formabilité. Bien que ce modèle ait été développé principalement pour les alliages d'acier (Abspoel, Scholting et Droog, 2013), la firme TATA Steel affirme que ce dernier est aussi efficace pour les alliages d'aluminium (TATA Steel, 2013). Les résultats obtenus ici semblent confirmer cette affirmation. Il y a toutefois une plus grande corrélation entre les résultats expérimentaux et les modèles analytiques insatisfaisants pour le AA5052-H36. De cette observation, il se pourrait que ces modèles soient plus efficaces pour les alliages ayant un coefficient d'écroutissement peu élevé. Par contre, il est nécessaire d'examiner davantage le sujet pour confirmer cette hypothèse.

4.7. Résumé du chapitre 4

Ce chapitre a permis d'évaluer les états limites en termes de formabilité des alliages étudiés à l'aide de l'essai de Nakazima. De ces limites, il a été possible d'établir les diagrammes de formabilité de ces matériaux. Ceux-ci sont des outils importants lors de l'évaluation de la formabilité d'une pièce et permettent de déterminer les états de déformations critiques des alliages étudiés lors de la mise en forme de ces derniers. Ces diagrammes seront en fait utilisés comme référence lors du développement des modèles numériques. Le but sera donc de faire concorder les résultats numériques aux résultats obtenus expérimentalement. Ce chapitre a également démontré que l'essai de Nakazima comportait quelques lacunes en ce qui concerne l'évaluation des états limites biaxiaux de certains alliages d'aluminium.

De plus, une évaluation des performances de plusieurs modèles analytiques permettant d'évaluer la courbe CLF d'un alliage a été réalisée dans le cadre de ce chapitre. Bref, à la lumière de cette analyse, seul le modèle d'Abspoel-Scholting permet de prédire correctement les états limites en déformation pour alliages étudiés.

Chapitre 5 : Modélisation numérique de l'essai de Nakazima

Le présent chapitre a pour objectif de présenter les résultats obtenus à partir du modèle de simulation numérique développé dans le cadre de ce projet de recherche. Tout d'abord, les caractéristiques principales du modèle utilisé seront explicitées. En outre, les choix effectués lors du développement du modèle seront présentés sous forme d'analyses afin de justifier ces derniers. Ensuite, les courbes CLF obtenues à l'aide du modèle numérique seront mises de l'avant en plus d'être comparées aux résultats expérimentaux.

5.1. Présentation du modèle numérique

Lors du développement d'un modèle de simulation numérique par éléments finis, il est important d'effectuer des choix judicieux en ce qui concerne les divers paramètres de celui-ci afin de prédire le plus fidèlement possible la réalité. De plus, étant donné que la réalisation des simulations peut prendre un temps considérable, il devient primordial de trouver le compromis idéal entre le temps de simulation et la complexité du modèle développé. Ainsi, il est souvent nécessaire de poser certaines hypothèses afin de simplifier le modèle pour réduire le temps de simulation. Par contre, l'influence de ces hypothèses doit préalablement être évaluée afin de s'assurer de la pertinence des résultats obtenus avec le modèle. Cette section effectue donc une présentation sommaire du modèle en plus de justifier certains choix de conception réalisés lors du développement de ce dernier.

5.1.1. Présentation globale du modèle numérique

Les simulations numériques ont été réalisées avec la version explicite du logiciel de calcul par éléments finis Hyperwork d'Altair. Pour simuler l'essai de Nakazima, le modèle comporte quatre composants distincts : l'échantillon, le poinçon, la matrice d'emboutissage et le serre-flan. La figure 64 présente chacune de ces parties. Bien entendu, plusieurs échantillons différents sont utilisés tout comme pour les essais expérimentaux. Les dimensions des échantillons sont en fait les mêmes que les échantillons présentés à la section 4.2. Du côté de l'outillage, seulement la partie utile lors de l'emboutissage de ces derniers a été modélisée étant donné que l'on s'intéresse uniquement à celle-ci. Étant donné la rigidité de l'outillage par rapport à la tôle d'aluminium des échantillons, ceux-ci sont considérés comme étant indéformables. Autrement dit, ces derniers sont considérés comme étant rigides lors des simulations numériques.

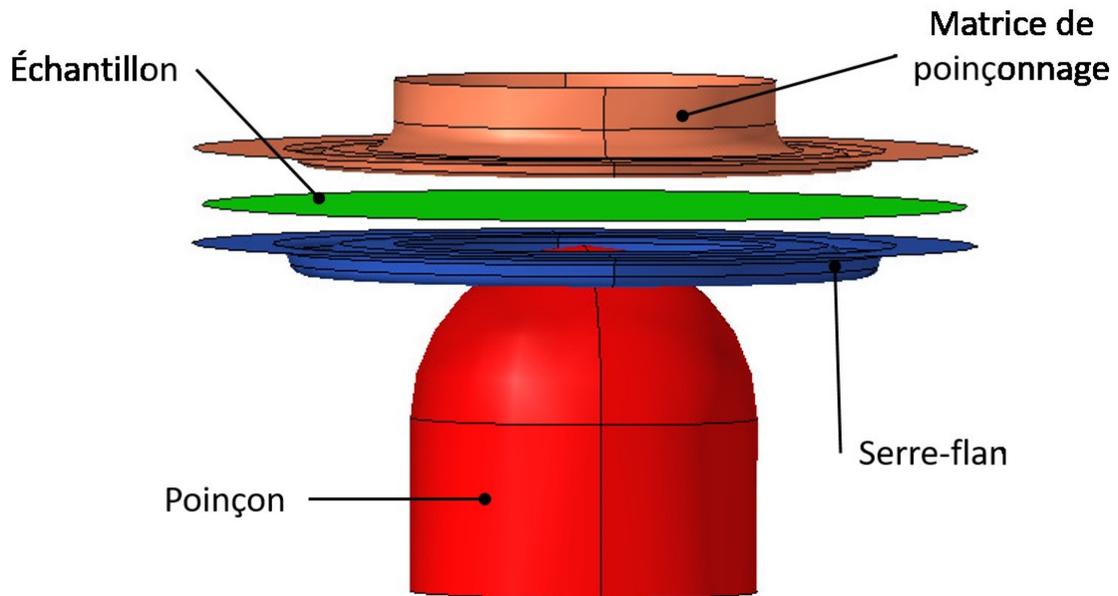


Figure 64 : Géométrie du modèle numérique utilisé

Tout comme pour l'outillage des essais expérimentaux, il a été choisi ici de conserver l'anneau de rétention afin d'empêcher au maximum le glissement de l'échantillon lors des simulations, pour que le modèle utilisé soit plus représentatif de la réalité. Bien que l'on ne s'intéresse pas nécessairement aux contraintes et aux déformations à cet endroit, l'anneau de rétention a tout de même une influence importante sur le comportement de la tôle d'aluminium pendant l'essai de Nakazima.

Lors de la simulation numérique, l'emboutissage de l'échantillon s'effectue en deux étapes. Dans un premier temps, la matrice de poinçonnage applique une pression sur l'échantillon, ce qui vient ainsi créer la force de serrage entre la matrice et le serre-flan. Dans un deuxième temps, un déplacement prédéfini est imposé au poinçon pour créer par le fait même l'emboutissage de l'échantillon.

Le modèle de simulation préconise l'utilisation d'élément coque en raison de l'épaisseur de l'échantillon. En fonction du composant, deux types d'éléments sont utilisés. :

- Pour l'outillage, des éléments coques traditionnels (Hallquist) à quatre nœuds sont utilisés. Ce type d'élément est en fait le plus simple offert par le logiciel et le moins coûteux en termes de temps. Étant donné que l'outillage est considéré comme étant rigide, il n'est pas nécessaire d'avoir recours à un type d'élément complexe pour ces composants du modèle.
- Pour l'échantillon, l'élément coque à quatre nœuds utilisant la formulation QEPH (Quadrilateral Elastoplastic Physical Hourglass Control) est utilisé. Cet élément

utilise une méthode de stabilisation physique de l'effet sablier qui permet selon le guide d'utilisation du logiciel (Altair Engineering, 2017) d'obtenir de meilleurs résultats pour des simulations traitant du formage de métal en feuille. Selon ce guide, ce type d'élément permet d'obtenir des résultats très près d'un élément complètement intégré tout en augmentant généralement le temps de simulation de seulement 15 % comparativement à un élément coque à quatre nœuds traditionnels. Pour augmenter la précision des résultats, les éléments utilisés comportent cinq points d'intégration dans le sens de l'épaisseur de l'échantillon.

Comme il a été mentionné à la section 3.1.6, la loi d'écrouissage de Voce permet de modéliser de manière plus juste l'écoulement plastique des alliages étudiés. C'est donc cette loi qui a été utilisée lors du développement du modèle numérique.

5.1.2. Choix de conception du modèle numérique

Tout comme il a été mentionné plus tôt dans ce rapport, certains choix effectués lors du développement d'un modèle numérique peuvent avoir une influence significative sur les résultats obtenus. Par conséquent, il est impératif d'effectuer des analyses pour quantifier cette influence pour certains choix jugés critiques. Cette section présente donc les analyses qui ont permis d'effectuer les choix de conception avec confiance. En outre, l'influence de la vitesse d'emboutissage, du coefficient de frottement, de la force de serrage, du critère de plasticité et de la taille du maillage est vérifiée.

5.1.2.1. Étude de l'influence de la taille du maillage

La taille du maillage peut avoir une influence considérable sur la précision des résultats obtenus et sur le temps total de simulation. Il est généralement pertinent d'effectuer une étude de sensibilité traitant de son influence pour ainsi déterminer la taille du maillage optimal.

En conséquence de quoi, une analyse portant sur le sujet est ici présentée. Cette analyse consiste en fait à comparer l'évolution de l'épaisseur de l'échantillon à un emplacement sélectionné au cours de l'emboutissage de ce dernier. Comme il est montré à la section 2.4.2, l'évolution de l'épaisseur de l'échantillon est calculée pour plusieurs critères de striction. Il a donc été jugé pertinent de regarder plus en détail ce résultat des simulations. La figure 65 illustre l'emplacement sur l'échantillon où l'analyse a été effectuée. Cet emplacement particulier a été choisi puisque la rupture des échantillons testés expérimentalement est à cet endroit.

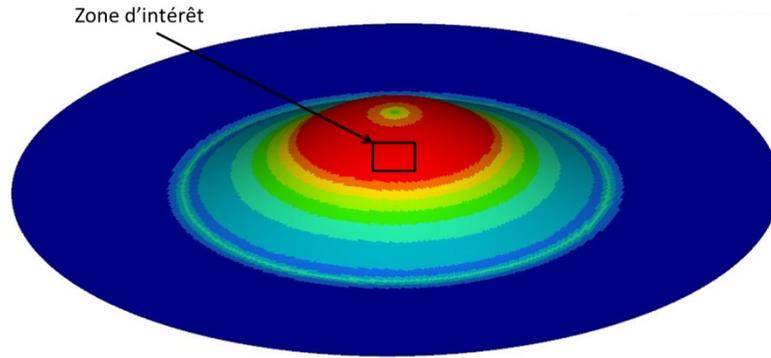


Figure 65 : Zone d'intérêt de l'analyse de l'influence de la taille du maillage

Lors de cette analyse, des maillages de 8 mm, 6 mm, 4 mm, 2 mm et 1 mm ont été comparés. Le tableau 23 présente les paramètres principaux des simulations effectuées.

Tableau 23 : Paramètres de l'étude traitant de la taille du maillage

Paramètre	Valeurs	Unité
Force de serrage	300 000	N
Déplacement imposé	25	mm
Vitesse d'emboutissage	1000	mm/s
Coefficient de frottement	0,125	
Matériau	AA5083-O	

La figure 66 présente les résultats de l'analyse sur la taille du maillage. En regardant celle-ci, il est possible de remarquer que la taille de celui-ci influence légèrement les résultats obtenus. L'utilisation d'un maillage plus fin a tendance à lisser la courbe exprimant l'évolution de l'épaisseur au cours de la simulation. Les résultats semblent également converger vers le maillage ayant une taille de 1 mm. En effet, les courbes obtenues pour les maillages de 1 mm et 2 mm sont presque juxtaposées. Le maillage de 1 mm est donc sélectionné pour la suite des analyses.

En ce qui concerne le temps de simulation, celui-ci reste inférieur à une heure, et ce même pour le maillage de 1 mm. Alors, le temps de simulation n'est donc pas un souci. Ceci est particulièrement vrai puisque les autres types d'échantillons, ayant une largeur plus petite que l'échantillon testé ici, auront une quantité d'éléments nettement inférieure ce qui réduira le temps de simulation. Cela justifie le choix du maillage de 1 mm pour le développement du modèle numérique.

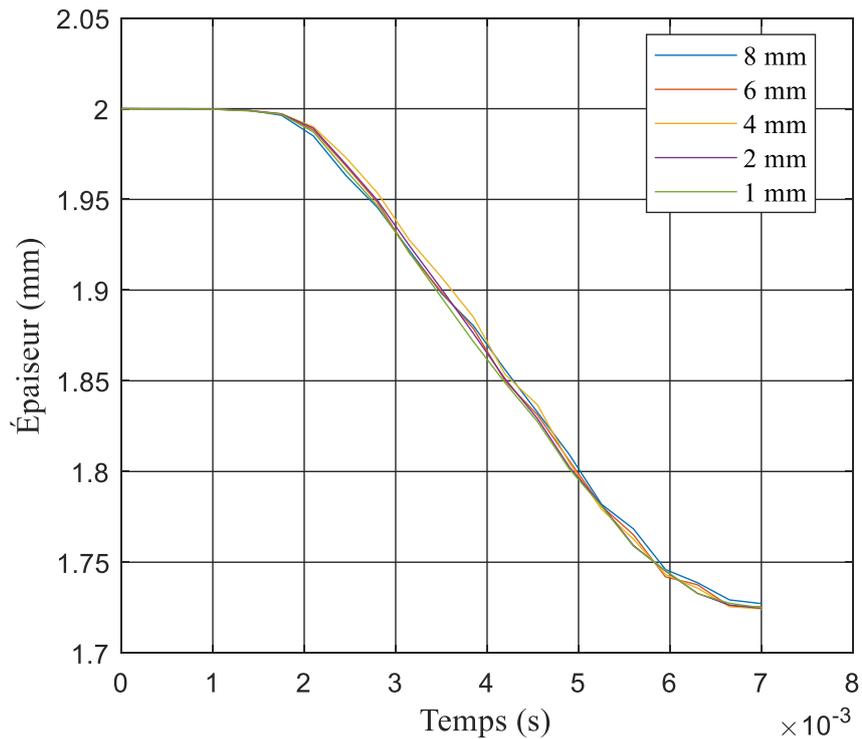


Figure 66 : Influence de la taille du maillage sur l'épaisseur

5.1.2.2. Étude de la vitesse d'emboutissage

La vitesse d'emboutissage est l'un des paramètres qui ont le plus d'influence sur le temps de simulation. En effet, le temps de simulation est inversement proportionnel à la vitesse d'emboutissage choisi. Cependant, il est possible de poser comme hypothèse que la vitesse d'emboutissage n'a pas d'influence sur les contraintes obtenues puisque le modèle de l'écoulement du matériau ne considère pas la vitesse de déformation. Cette hypothèse est également vraie pour le formage de l'aluminium à température ambiante. Il est donc pertinent de vérifier cette hypothèse puisque ceci pourrait avoir une influence importante sur le temps de simulation total. Le tableau 24 présente les paramètres principaux du modèle utilisé pour effectuer cette analyse. Pour celle-ci, le modèle choisi utilise un maillage plus grossier afin de réduire le temps total nécessaire à la réalisation des analyses numériques. Autrement, les simulations utilisant une vitesse d'emboutissage réduite auraient mis plus d'une journée.

Tableau 24 : Paramètres de l'analyse de la vitesse d'emboutissage

Paramètre	Valeurs	Unité
Taille maillage échantillon	6	mm
Force de serrage	100 000	N
Déplacement imposé	20	mm
Coefficient de frottement	0,125	
Matériau	AA5083-O	

Lors de cette analyse, plusieurs résultats comme les contraintes, les déformations et l'amincissement de la tôle ont été comparés pour évaluer l'influence de la vitesse d'emboutissage sur les résultats obtenus. La figure 67 illustre l'évolution de la contrainte maximale de Von Mises mesurée à la membrane, à la fin de la simulation.

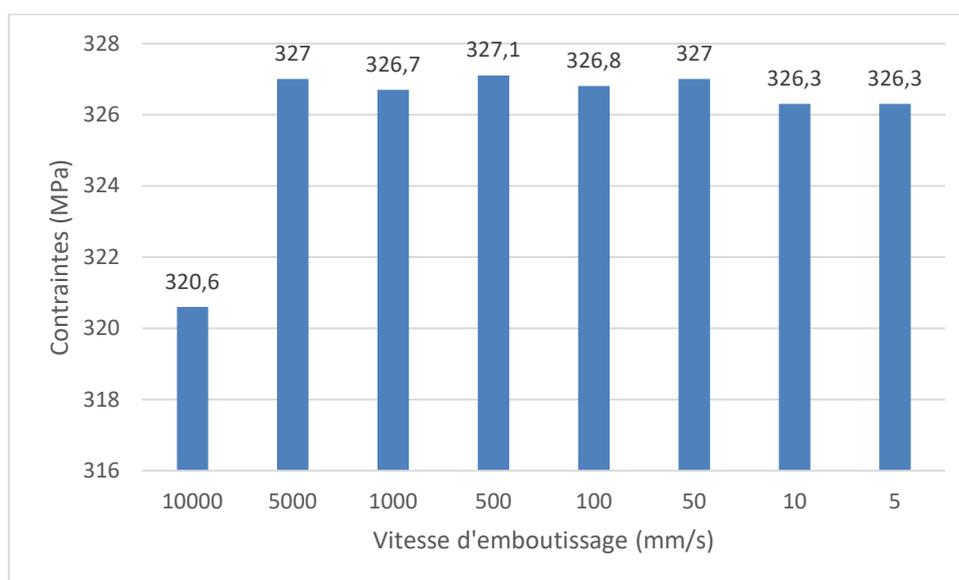


Figure 67 : Contraintes de Von Mises (membrane) en fonction de la vitesse d'emboutissage

En regardant la figure précédente, on remarque que la vitesse d'emboutissage n'a pas d'effet sur les résultats obtenus. Par contre, il est possible de remarquer une différence pour une vitesse d'emboutissage de 10 000 mm/s. L'erreur obtenue à cette vitesse peut être expliquée par le fait qu'il y a un déplacement trop important entre chaque itération du modèle, ce qui engendre des erreurs. Il est aussi à noter que les observations réalisées sur la figure 67 sont également valables pour les autres types de résultats pris en considération comme les déformations. À la lumière de cette analyse, une vitesse d'emboutissage de 1000 mm/s a donc été choisie.

5.1.2.3. Étude de la force de serrage

Bien que la force de serrage soit connue approximativement pour les essais de Nakazima expérimentaux, il y a tout de même une certaine incertitude à ce niveau, puisqu'il n'y a aucun capteur qui permette de confirmer la valeur appliquée par la machine d'emboutissage. Il devient donc pertinent de vérifier l'influence de la force de serrage sur les résultats obtenus. Le tableau 25 présente les caractéristiques principales du modèle utilisé. La figure 68 présente quant à elle l'évolution de la contrainte de Von Mises à la membrane, en fonction de la force de serrage. Bien que l'on présente ici la contrainte de Von Mises, il est important de noter que plusieurs autres résultats, comme les déformations, ont également été considérés lors de cette analyse.

Tableau 25 : Paramètres de l'étude de la force de serrage

Paramètre	Valeurs	Unité
Taille maillage échantillon	1	mm
Vitesse d'emboutissage	1000	mm/s
Déplacement imposé	25	mm
Coefficient de frottement	0,125	
Matériau	AA5083-O	

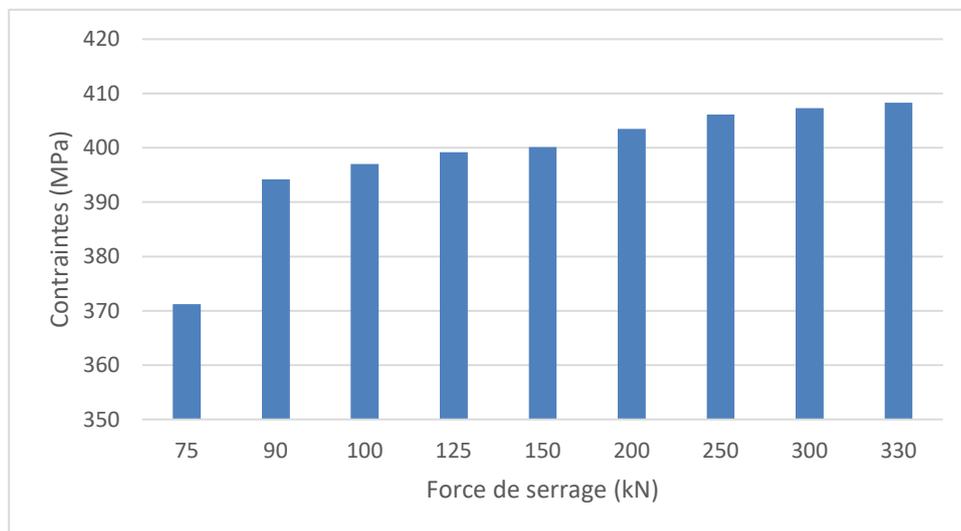


Figure 68 : Contraintes de Von Mises (membrane) en fonction de la force de serrage

Comme il est possible de le remarquer sur la figure précédente. L'influence de la force de serrage sur les contraintes obtenues est asymptotique. Étant donné que la force de serrage appliqué expérimentalement est de l'ordre de 300 kN (30 T), l'influence sur les contraintes et les autres types de résultats ne devrait donc pas être compromettante. Cette force de serrage sera donc également utilisée pour les simulations numériques.

5.1.2.4. Étude du coefficient de frottement de Coulomb

Lors de la réalisation d'un essai de Nakazima, il est important d'appliquer un lubrifiant entre le poinçon et l'échantillon pour réduire au maximum la friction entre les deux composants. Malgré cette étape, il y a bien entendu toujours du frottement entre les deux pièces et celui-ci, tout comme le coefficient de frottement, varie au cours de l'essai. Malheureusement, il n'est pas possible à ce jour de modéliser numériquement ce changement. Alors, il devient pertinent de vérifier l'influence du coefficient de frottement utilisé pour modéliser les divers contacts du modèle. Le tableau 26 présente les caractéristiques principales du modèle utilisé. La figure 69 présente l'évolution de la contrainte de Von Mises à la membrane en fonction du coefficient de frottement. Bien que l'on présente ici la contrainte de Von Mises, il est important de noter que plusieurs autres résultats comme les déformations ont également été considérés lors de cette analyse.

Tableau 26 : Paramètres de l'étude traitant du coefficient de frottement

Paramètre	Valeurs	Unité
Taille maillage échantillon	4	mm
Force de serrage	300 000	N
Déplacement imposé	25	mm
Vitesse d'emboutissage	1000	mm/s
Matériau	AA5083-O	

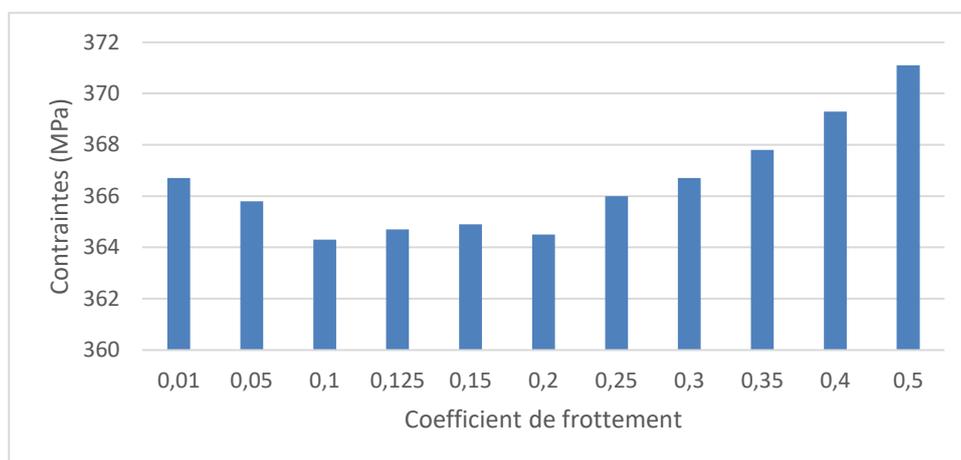


Figure 69 : Influence du coefficient de frottement sur la contrainte de Von Mises maximale (membrane)

Le coefficient de frottement a donc une petite influence sur la contrainte maximale. Selon le graphique précédent, on peut s'attendre une variation de 2 MPa pour la plage de coefficients envisagés (0,05-0,25). Pour les simulations de l'essai de Nakazima, il y a en fait deux coefficients de frottement qui sont utilisés. Le premier coefficient est utilisé pour

définir le contact entre la matrice de poinçonnage et l'échantillon de même que le contact entre le serre-flan et l'échantillon. Étant donné que pour ces contacts on cherche à empêcher la matière de glisser et qu'il n'y a pas de lubrification, un coefficient de 0,25 a été choisi. En ce qui concerne le contact lubrifié entre le poinçon et l'échantillon, un coefficient de 0,08 est plutôt utilisé. Dans la littérature, plusieurs études traitant de la simulation d'emboutissage numérique utilisent un coefficient de frottement compris entre 0,05 et 0,09 lorsqu'il y a utilisation d'un lubrifiant entre deux composants du montage (Chu, 2013) (Bagheriasl, 2012). De plus, Coër (Coër, 2013) a également montré que l'influence sur les résultats de la simulation d'un coefficient de frottement compris entre 0,06 et 0,09 est négligeable.

5.1.2.5. Étude de l'influence du critère de plasticité

À la section 2.2.4.7, deux critères de plasticité, le critère de Hill48 et le critère YLD89 ont été retenus pour le développement du modèle de simulation numérique. Ayant obtenu des résultats expérimentaux, il s'avère ici intéressant de comparer les critères dans le but de déterminer le plus apte à modéliser le comportement mécanique des alliages à l'étude. Pour ce faire, le critère de la bifurcation de l'évolution des déformations dans le sens de l'épaisseur, présentée à la section 2.4.2.4, est utilisé pour déterminer deux points du diagramme de formabilité de l'alliage AA5083-O. Ces points sont ensuite comparés au diagramme de formabilité de l'alliage en question, déterminé de manière expérimentale. Afin d'augmenter la pertinence de cette analyse, les points sont évalués sur des échantillons différents. Ainsi, le premier point est pris sur un échantillon ayant une largeur de 20 mm tandis que le deuxième est pris sur un échantillon qui a une largeur de 220 mm. Ceci permet en fait d'évaluer l'efficacité des critères de plasticité pour les deux cadrans du diagramme de formabilité. La Figure 71 compare les résultats obtenus avec les deux critères de plasticité.

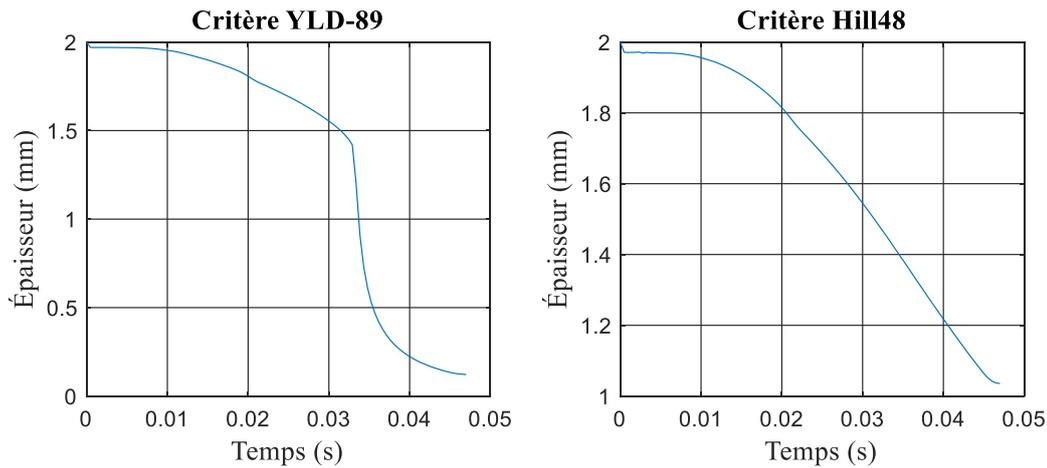


Figure 70 : Comparaison de l'évolution de l'épaisseur pour les deux critères de plasticité

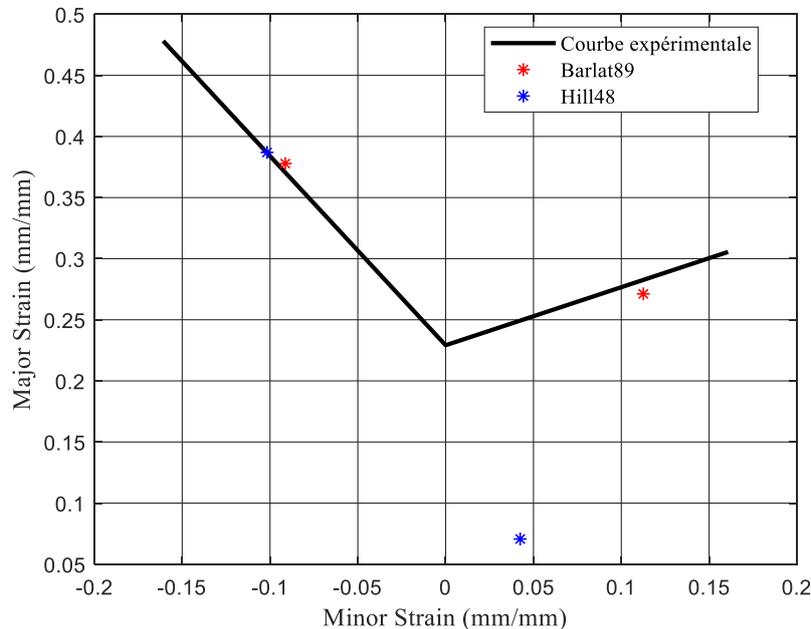


Figure 71 : Comparaison des critères de plasticité

Bien que le critère de Hill48 semble être efficace pour la partie de gauche du diagramme, ce dernier n'est vraiment pas adapté pour évaluer les limites de formabilité pour un état de déformations biaxiales. En effet en comparant les courbes de l'évolution de l'épaisseur de l'échantillon en fonction du temps (figure 70), on remarque que le critère de Hill ne permet pas de détecter le point de striction de l'alliage. De son côté, le critère de Barlat permet d'obtenir des résultats pertinents pour les deux cadrans du diagramme. En conséquence de quoi, le critère YLD89 est choisi pour le développement du modèle numérique.

5.2. Résultats de l'essai de Nakazima numérique

Une fois que le modèle numérique est développé, il devient possible d'évaluer les diagrammes de formabilité des alliages étudiés, soit le AA5052-O, le AA5052-H36 et le

AA5083-O, en combinant un des critères de striction présentés à la section 2.4.2 à la simulation numérique de l'essai de Nakazima. Dans cette section, une évaluation des performances des critères de striction choisis est réalisée en comparant les résultats obtenus de manière numérique aux résultats expérimentaux. Cette analyse permet, par le fait même, d'évaluer la capacité du modèle de prédire le comportement de divers alliages lors d'un emboutissage à froid.

5.2.1. Diagramme de formabilité obtenu par le critère de bifurcation

La première technique utilisée pour évaluer numériquement les diagrammes de formabilité des alliages étudiés est le critère de la bifurcation de l'évolution des déformations dans le sens de l'épaisseur. La figure 72, la figure 73 et la figure 74 présentent donc les courbes CLF obtenues à l'aide de cette méthode. À titre comparatif, la courbe CLF expérimentale est également tracée sur les diagrammes de ces figures.

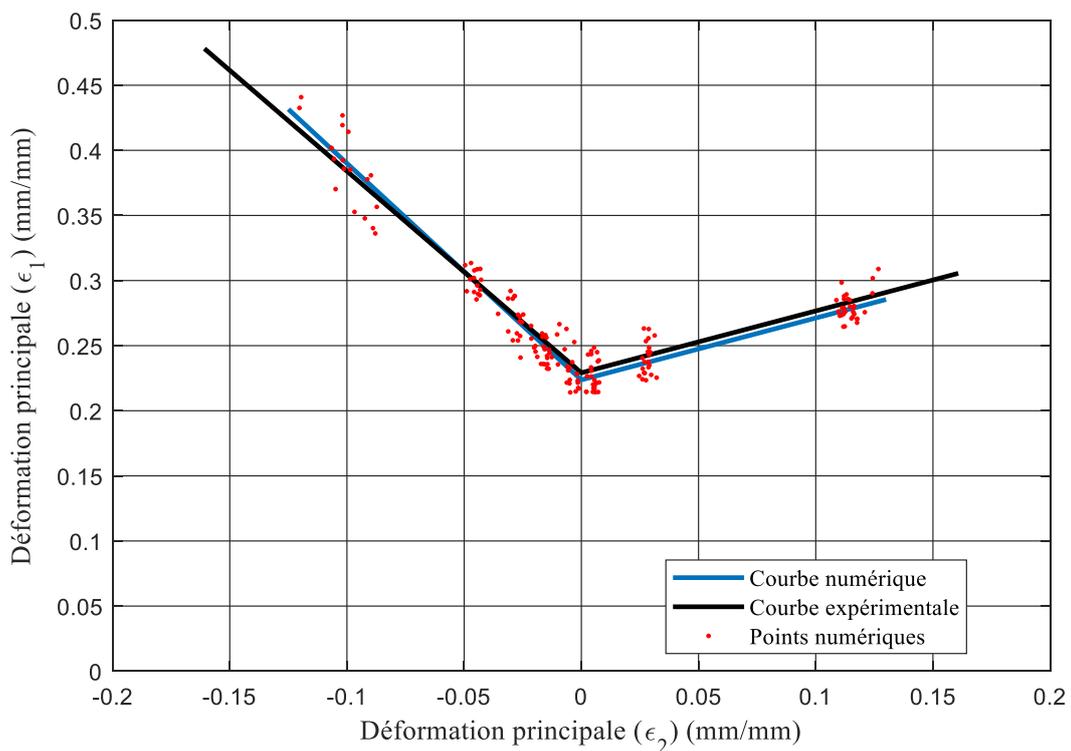


Figure 72 : Diagramme FLD numérique du 5083-O par la méthode de la bifurcation

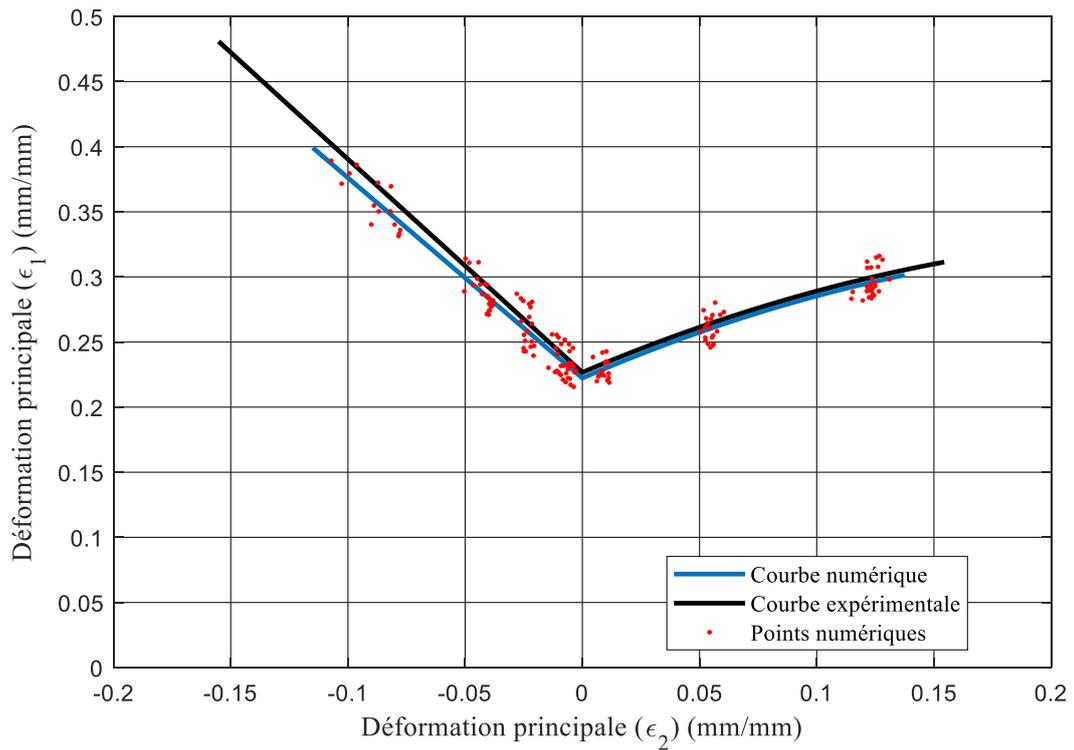


Figure 73 : Diagramme FLD numérique du 5052-O par la méthode de la bifurcation

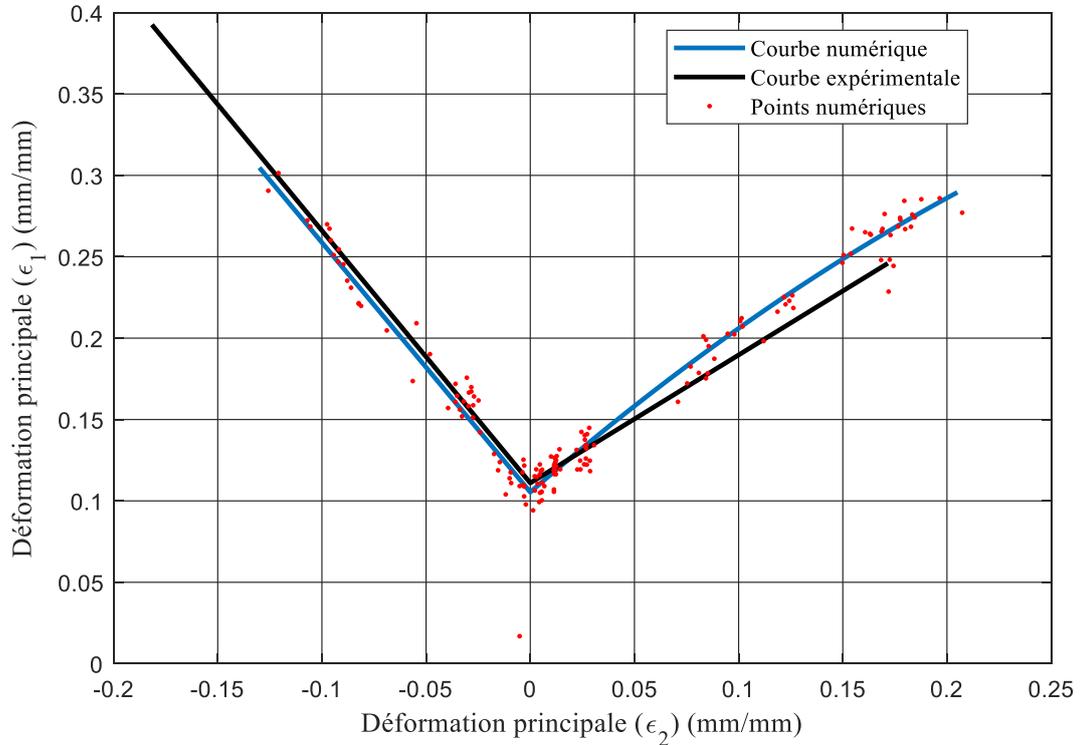


Figure 74 : Diagramme FLD numérique du 5052-H36 par la méthode de la bifurcation

En regardant les trois figures de la section 5.2.1, il est possible de remarquer que les courbes CLF obtenues de manière numérique par la méthode de la bifurcation sont similaires aux courbes obtenues expérimentalement. Par contre, pour le AA5052-H36, la différence entre les deux courbes augmente au fur et à mesure que la déformation mineure augmente pour la partie de droite du diagramme de formabilité. Comme il a été vu à la section 2.2.4.4, le critère de plasticité YLD89 a de la difficulté à prédire la limite élastique biaxiale des alliages d'aluminium ayant un comportement fortement anisotrope. Ceci explique donc pourquoi le modèle de simulation numérique prédit avec succès les états limites des alliages AA5052-O et AA5083-O tout en éprouvant quelques difficultés avec l'alliage AA5052-H36.

5.2.2. Diagramme de formabilité obtenu par le critère de la dérivée de 2^e ordre

La deuxième technique utilisée pour évaluer numériquement les diagrammes de formabilité des alliages étudiés est le critère de la dérivée de 2^e ordre des déformations plastiques. La figure 75, la figure 76 et la figure 77 présentent les courbes CLF obtenues à l'aide de cette méthode.

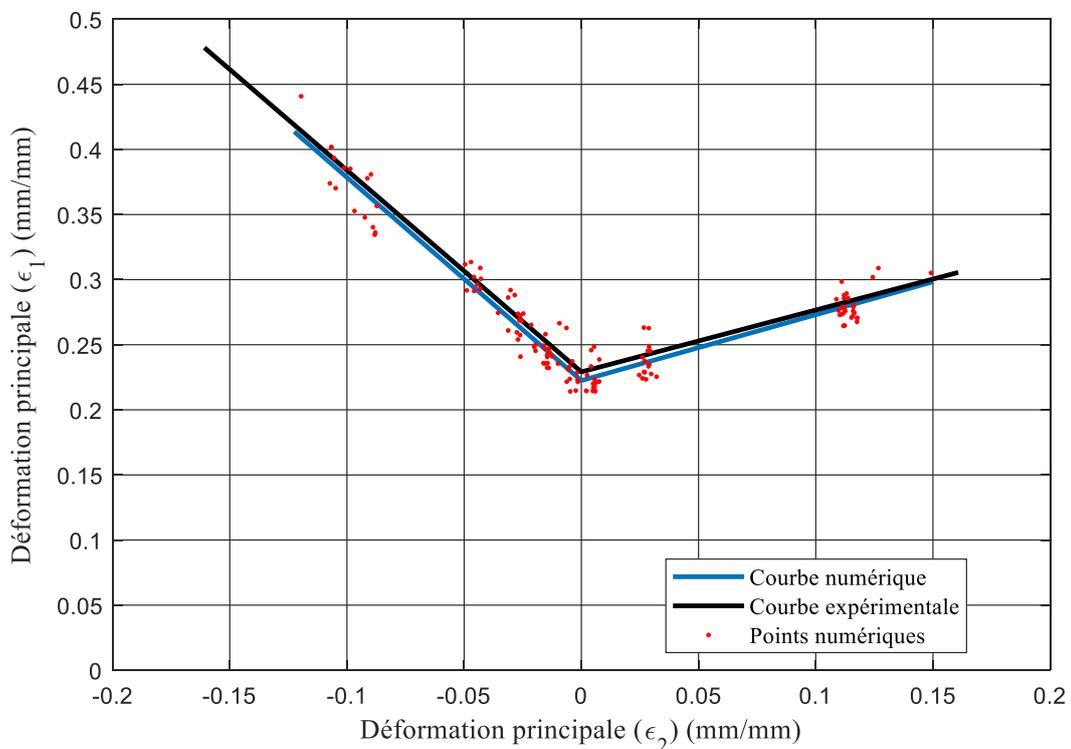


Figure 75 : Diagramme FLD numérique du 5083-O par la méthode de la dérivée seconde

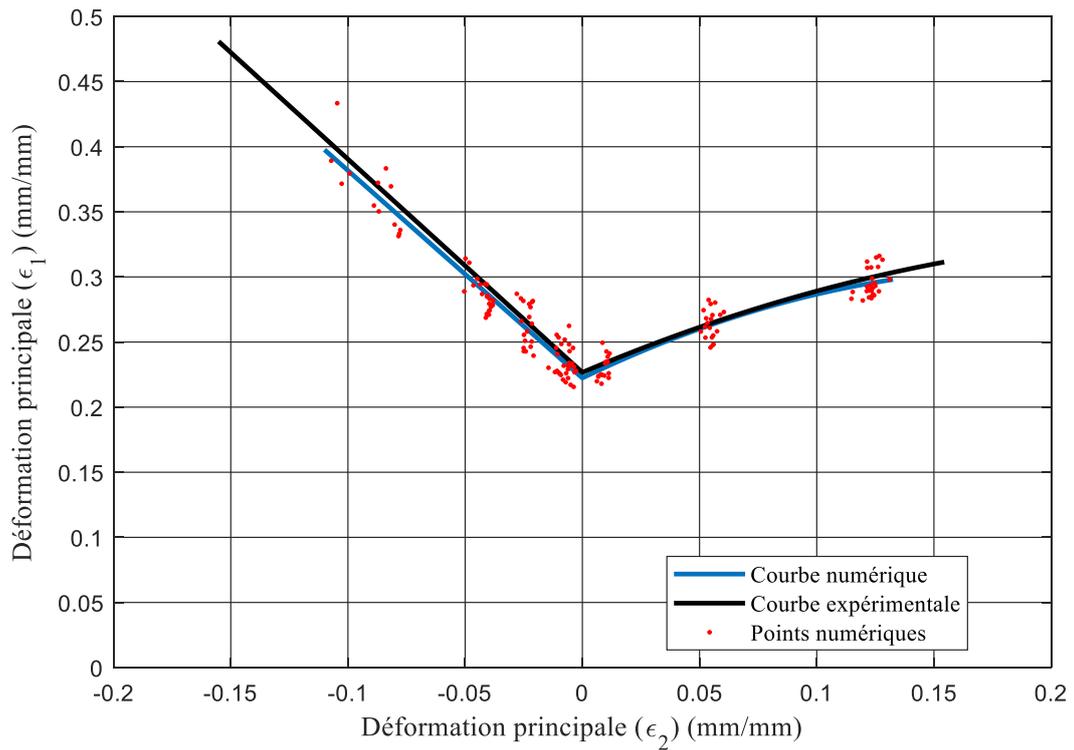


Figure 76 : Diagramme FLD numérique du 5052-O par la méthode de la dérivée seconde

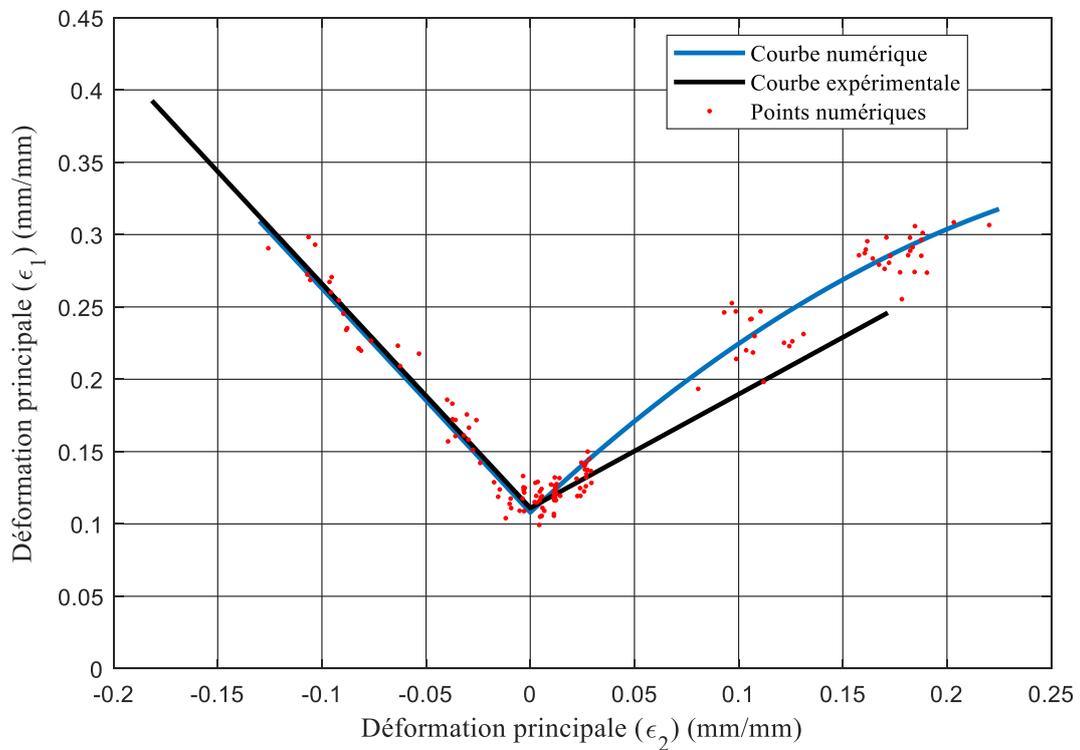


Figure 77 : Diagramme FLD numérique du 5052-H36 par la méthode de la dérivée seconde

En regardant les courbes obtenues avec la technique de la dérivée seconde, on remarque que leur allure est similaire aux courbes expérimentales et presque identique aux courbes numériques déterminées avec la méthode utilisée à la section 5.2.1. Cependant, pour l'alliage AA5052-H36, l'écart entre la courbe expérimentale et la courbe numérique est plus grand que lors de l'utilisation de la méthode de la bifurcation. La méthode est également plus efficace pour déterminer les états limites de la partie de gauche du diagramme de formabilité, et ce, pour tous les alliages. Par contre, la méthode de la bifurcation permet d'obtenir des résultats plus intéressants pour la partie de droite du diagramme. Il devient alors possible de conclure que les deux méthodes utilisées permettent d'obtenir des résultats pertinents et d'évaluer les états limites des alliages étudiés. Effectivement, les résultats obtenus avec le modèle numérique concordent avec les résultats expérimentaux.

5.2.3. Comparaison des points limites expérimentaux et numériques

Afin de valider davantage les performances du modèle numérique, il peut s'avérer intéressant de comparer les états de rupture en fonction des divers échantillons testés. En effet, bien qu'il ait été déterminé que les courbes CLF des alliages d'aluminium étudiés, obtenus à l'aide du modèle numérique, sont presque identiques aux courbes obtenues de manière expérimentale, il est nécessaire de vérifier si l'on obtient le même état de déformation pour un échantillon ayant une largeur donnée. À cet effet, les états limites sont ici comparés pour les échantillons ayant une largeur de 20 mm, 100 mm et 220 mm. La figure 78, la figure 79 et la figure 80 présentent les résultats obtenus pour chaque alliage à l'étude. Pour cette analyse, les points obtenus à l'aide de la technique de la seconde dérivée sont utilisés pour le modèle numérique. Sur ces images, la zone **A** correspond à l'échantillon de 20 mm, la zone **B** à l'échantillon de 100 mm et la zone **C** à l'échantillon de 220 mm.

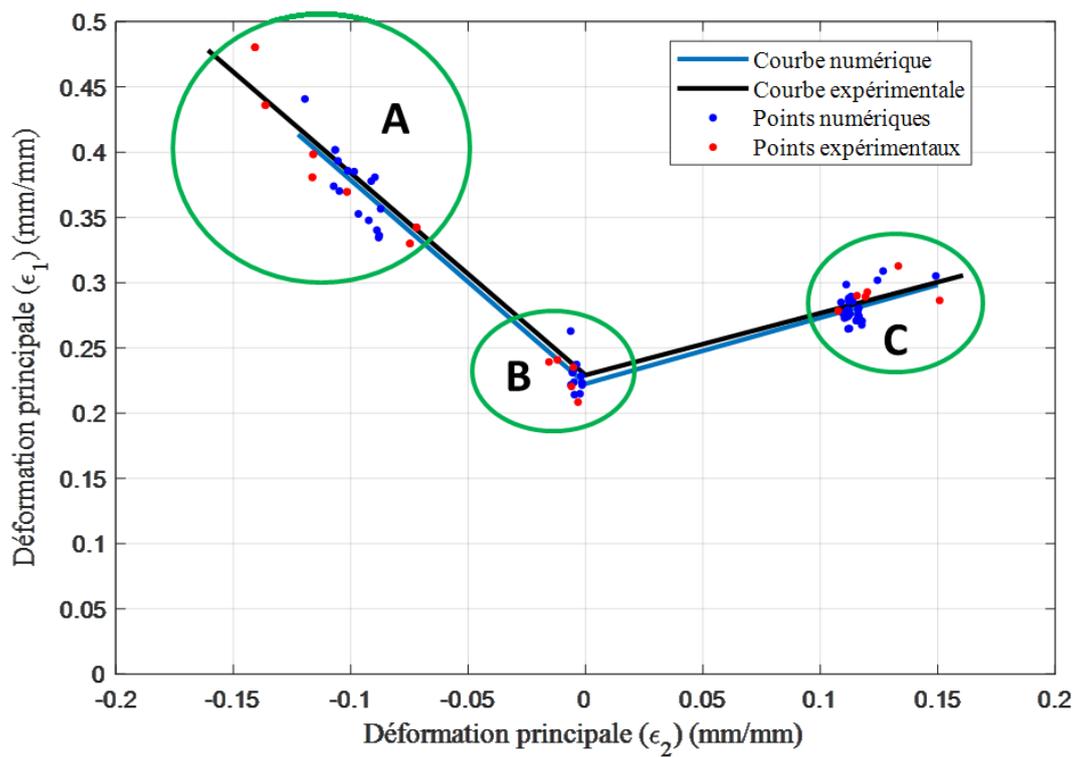


Figure 78 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5083-O

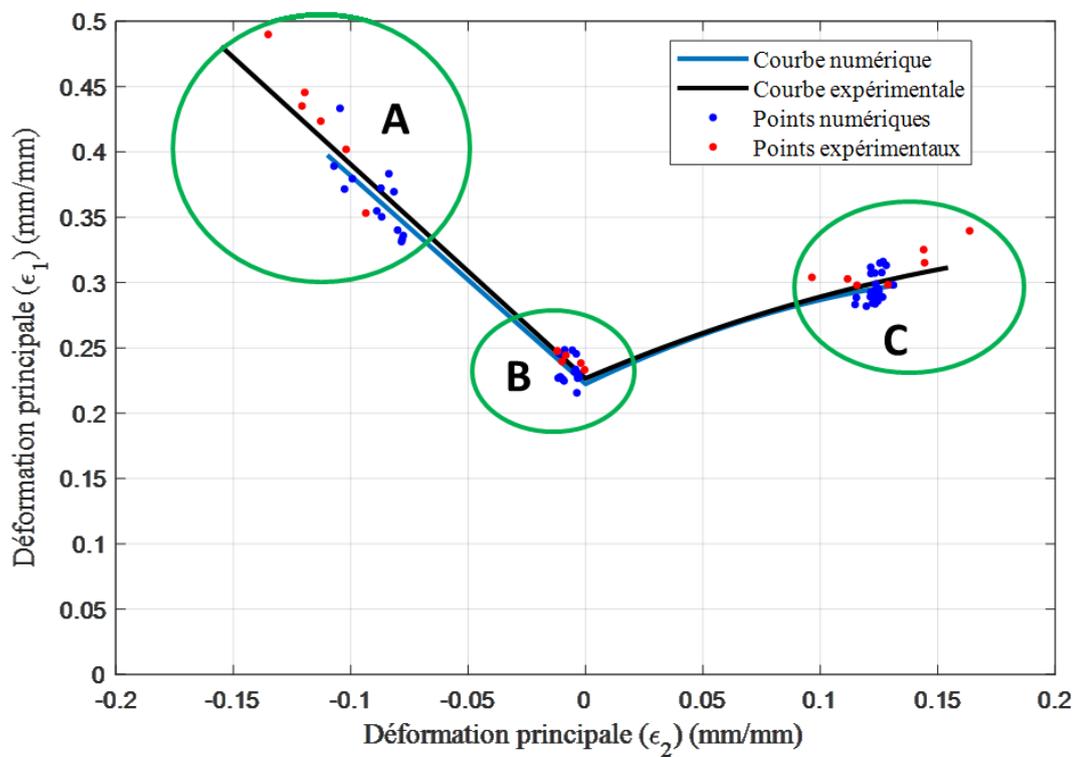


Figure 79 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5052-O

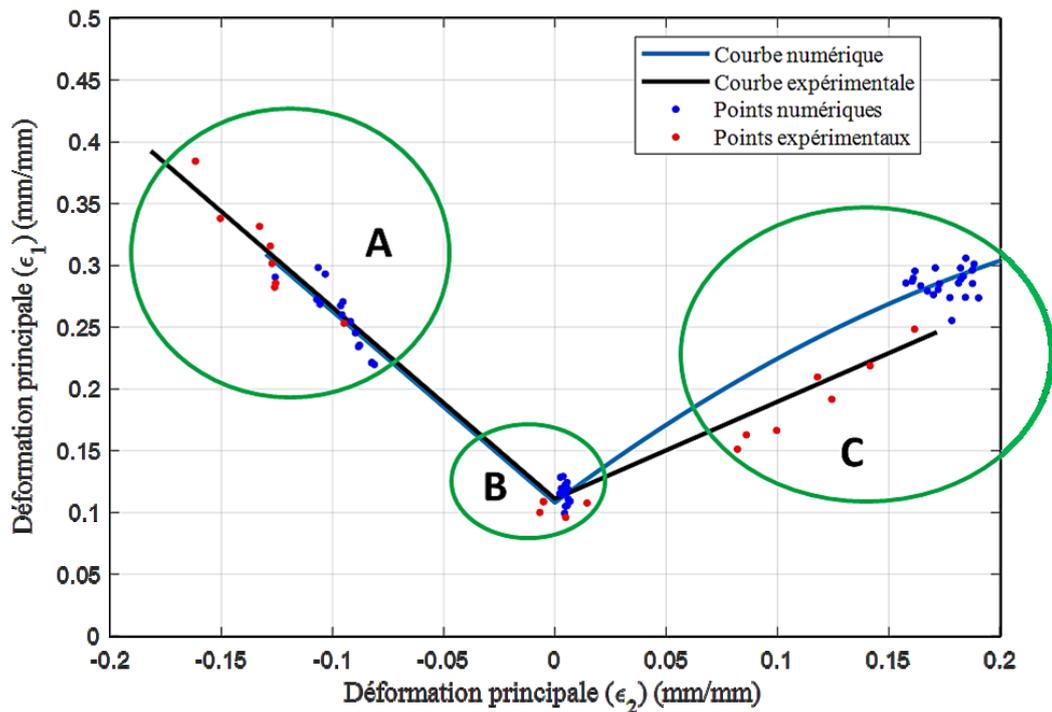


Figure 80 : Comparaison des points expérimentaux et numériques pour l'alliage AA5052-H36

En regardant les figures précédentes, plusieurs conclusions peuvent être tirées. Tout d'abord, en ce qui concerne l'alliage AA5083-O, on remarque que les points expérimentaux et les points numériques concordent pour les trois zones étudiées. Cela signifie que le modèle de simulation numérique est en mesure de prédire convenablement le chemin de déformation de l'ensemble des échantillons testés. Par conséquent, lors de la réalisation d'une simulation d'un emboutissage d'une pièce complexe avec cet alliage, le modèle devrait être en mesure de prédire convenablement le chemin de déformations des éléments utilisés pour l'ensemble de la pièce. Ensuite pour l'alliage AA5052-O, les mêmes conclusions peuvent être tirées pour les zones **B** et **C**. Par contre, pour la zone **A**, il est possible d'observer que les points numériques sont légèrement décalés vers la droite du diagramme de formabilité par rapport aux points expérimentaux. Il y a donc une petite différence entre le chemin de déformation prédit par le modèle et le chemin de déformation réel pour un état de déformation s'apparentant à un essai de traction uniaxiale. De son côté, comme il a été démontré à la section 5.2.2, le modèle numérique a de la difficulté à prédire le comportement de l'alliage 5052-H36 pour des états de déformations biaxiales. En effet, sur la Figure 80, on remarque qu'il y a une différence importante entre les points numériques et les points expérimentaux de la zone **C**. Cependant, le modèle est plus efficace pour prédire le comportement de l'alliage de la partie de gauche du diagramme de formabilité, comme le montrent les zones **A** et **B**.

5.3. Faits saillants du chapitre 5

Ce chapitre avait pour objectif de présenter et justifier les choix de conception réalisés lors du développement du modèle numérique, en se basant sur les connaissances acquises dans les chapitres précédents, en plus d'évaluer la capacité de ce dernier à prédire convenablement les états limites en déformations des alliages d'aluminium AA5083-O, AA5052-O et AA5052-H36.

Afin d'évaluer les performances du modèle, l'essai de Nakazima a été reproduit numériquement en utilisant des échantillons identiques aux échantillons testés expérimentalement. De ces essais numériques, il a été possible de tracer avec succès les diagrammes de formabilité des divers alliages à l'étude, en utilisant deux critères de striction distincts : le critère de la bifurcation de l'évolution de la déformation dans le sens de l'épaisseur et le critère de la dérivée de 2^e ordre des déformations plastiques. Une comparaison des deux critères a permis de démontrer que le critère de la dérivée seconde est plus efficace pour la partie de gauche du diagramme de formabilité tandis que le critère de bifurcation est mieux adapté pour la partie de droite du diagramme. De plus, il a également été démontré que le modèle permet de tracer de manière numérique une courbe CLF presque identique à la courbe CLF expérimentale pour les alliages d'aluminium AA5052-O et AA5083-O. Par contre, le modèle a un peu plus de difficulté à tracer la partie de droite du diagramme de formabilité de l'alliage AA5052-H36 en raison du comportement fortement anisotrope de ce dernier.

Ensuite, pour valider davantage les performances du modèle numérique, une analyse comparant les états de rupture en fonction des échantillons testés a été présentée. Le but de cette étude était de vérifier si l'on obtient les mêmes états de rupture de manière numérique et expérimentale pour un échantillon ayant une largeur spécifique. Pour ce faire, les échantillons ayant une largeur de 20 mm, 100 mm et 220 mm ont été utilisés. À la lumière de cette étude, il a été démontré que le modèle de simulation numérique permet de prédire convenablement le chemin de déformation des éléments utilisés pour l'ensemble des échantillons étudiés. Cependant, comme c'était le cas pour le traçage de la courbe CLF de l'alliage AA5052-H36, le modèle a plus de difficulté à prédire le comportement en déformation biaxiale de l'alliage AA5052-H36.

Bref, étant donné que le modèle est en mesure de prédire les états limites en déformation ainsi que le chemin de déformation des éléments en fonction de la forme des échantillons, ce dernier est en mesure de prédire le comportement en emboutissage des alliages étudiés.

Conclusion

Les travaux exposés dans ce document traitent du développement d'outils permettant d'évaluer la faisabilité d'une pièce lors de sa mise en forme par emboutissage à froid. Pour développer un modèle de simulation numérique valable, plusieurs étapes distinctes doivent être réalisées. Dans un premier temps, une revue bibliographique a été effectuée afin de mettre à jour l'état des connaissances en lien avec la simulation d'emboutissage de tôles minces en aluminium et avec la formabilité de ces tôles à température ambiante. De cette revue, il a été possible d'identifier les paramètres essentiels à la simulation numérique de l'emboutissage d'une tôle mince en plus de définir les méthodes de caractérisation expérimentale permettant d'évaluer ces derniers. Ces paramètres sont en fait la loi d'écrouissage, les coefficients de Lankford et le critère de plasticité choisi. Le choix et les valeurs de ces variables ont une influence considérable sur les résultats obtenus par simulation. Enfin, cette revue a également permis de déterminer les méthodes numériques et expérimentales les plus pertinentes permettant de tracer la courbe limite de déformation des alliages. L'essai de Nakazima a donc été choisi pour évaluer la courbe CLF de manière expérimentale. Du côté des méthodes numériques, le critère de la dérivée seconde des déformations plastiques et le critère de la bifurcation de l'évolution de la déformation dans le sens de l'épaisseur ont été choisis pour la suite des travaux.

Dans un deuxième temps, une caractérisation expérimentale des propriétés mécaniques des alliages AA5052-O, AA5053-H36 et AA5083-O a été réalisée afin d'évaluer les divers entrants du modèle numérique. À l'aide de l'essai de traction simple, la courbe d'écrouissage ainsi que les coefficients d'anisotropie de chaque alliage étudié ont été déterminés. De ces essais, il a été trouvé que la loi d'écrouissage de Voce permettait de modéliser avec une grande précision l'écrouissage des alliages d'aluminium étudiés. Étant donné qu'il y a inévitablement striction de l'échantillon lors d'un essai de traction simple, cette loi est d'une grande importance puisqu'elle permet d'extrapoler la courbe d'écrouissage d'un alliage donné. De plus, des essais de compression plane ont également été effectués afin de valider l'extrapolation des courbes d'écrouissage des alliages à l'aide de la loi de Voce. À la suite de ces essais, il a été possible de conclure que l'extrapolation des courbes d'écrouissage concorde avec les résultats obtenus par l'essai de compression plane.

Dans un troisième temps, des essais de Nakazima expérimentaux ont été effectués afin de tracer la courbe CLF des alliages étudiés. Pour les alliages étudiés, il était nécessaire de

définir les courbes de manière expérimentale puisqu'il y avait certaines contradictions dans la littérature sur le sujet. En effet, les diagrammes de formabilité de ces alliages varient d'un article à l'autre. En plus d'établir les états limites des alliages à l'étude, ces courbes sont fortement utiles pour valider les résultats obtenus par simulation numérique. De plus, plusieurs modèles analytiques permettent aussi de déterminer la courbe CLF d'un matériau à partir des propriétés mécaniques de ce dernier. À la lumière de cette analyse, il a été déterminé que le modèle d'Abspoel-Scholting permettait de prédire la courbe CLF de certains alliages d'aluminium efficacement.

Finalement, le chapitre 5, consacré à l'évaluation des performances du modèle de simulation numérique, commence par expliciter les choix de conception importants effectués lors du développement du modèle. Ensuite, l'essai de Nakazima est reproduit de manière numérique à l'aide du modèle développé. Des résultats de ces essais numériques, il a été possible de tracer les courbes CLF des alliages étudiés dans ce manuscrit. En comparant ces courbes aux résultats expérimentaux, on remarque que les courbes numériques concordent très bien avec les courbes expérimentales, et ce spécialement pour les alliages AA5083-O et AA5052-O. Par contre, la courbe numérique de la partie de droite du diagramme de formabilité de l'alliage AA5052-H36 diffère légèrement de la courbe expérimentale en raison de son comportement fortement anisotrope. Pour valider davantage les performances du modèle numérique, une étude comparant les états de rupture en fonction de l'échantillon testé a été réalisée. Celle-ci a permis de démontrer que le modèle de simulation numérique permettait de prédire convenablement le chemin de déformations des éléments utilisés pour l'ensemble des échantillons étudiés. Une fois de plus, les résultats numériques et expérimentaux différaient légèrement pour les états de déformations biaxiales du AA5052-H36. Ces analyses ont néanmoins permis d'affirmer que le modèle numérique était en mesure de prédire convenablement la déformée d'une pièce en tôle mince d'aluminium, lors de l'emboutissage de cette dernière. L'objectif principal de ce projet de recherche, qui consistait à développer des outils de calcul numérique qui permettent d'évaluer la faisabilité d'une pièce en tôle mince d'aluminium lors de la mise en forme de celle-ci, est donc atteint. En plus d'offrir la possibilité d'évaluer numériquement le diagramme de formabilité de plusieurs alliages d'aluminium, le modèle proposé peut également servir de base pour la simulation de l'emboutissage d'une pièce plus complexe dans un milieu industriel.

Perspectives

Bien qu'il ait été possible d'obtenir des résultats satisfaisants dans le cadre de ce projet de recherche, tant d'un point de vue expérimental que d'un point de vue numérique, certaines techniques de prise de données et certains aspects du modèle de simulation par éléments finis peuvent être améliorés.

Tout d'abord, l'utilisation d'un système de corrélation d'image lors de la réalisation des essais de traction simple et lors des essais de Nakazima permettrait d'enrichir de manière significative les résultats obtenus. En effet, à l'aide d'un système de la sorte, il serait possible de mesurer l'état des déformations en tout point sur un échantillon. Ceci serait particulièrement utile pour les essais de Nakazima étant donné qu'il deviendrait envisageable de mesurer précisément et en tout point, la déformation de l'échantillon sans devoir mesurer les déformations d'une ellipse. À l'aide de ce système, il serait également possible d'évaluer en fonction du temps, le chemin de déformation des divers échantillons testés et de comparer ce chemin de déformation aux résultats obtenus à l'aide du modèle numérique, ce qui n'est actuellement pas possible avec la méthode de mesure sélectionnée pour la réalisation des travaux présentés dans ce document. Ici, il a fallu de se contenter de comparer les résultats à la rupture de l'échantillon.

Ensuite, il aurait aussi été pertinent d'utiliser l'essai de Marciniak pour compléter les résultats obtenus avec l'essai de Nakazima. Bien que l'essai de Nakazima soit plus simple d'utilisation, il a été déterminé, lors de la réalisation des essais, que cet essai était limité dans la plage de déformation pouvant être obtenue pour des états de déformations biaxiales. Effectivement, en raison de l'emplacement de la rupture de l'échantillon de 220 mm, il n'était pas possible d'obtenir un état de déformation biaxiale. L'utilisation de l'essai de Marciniak offrirait la possibilité de pallier à ce problème. Par contre, cet essai est plus difficile à mettre en œuvre, comme il a été expliqué à la section 2.3.2.1.

Finalement, pour améliorer les performances du modèle numérique, il serait possible d'utiliser un critère de plasticité plus complexe que le critère de YLD89, comme le critère YLD2000-2D ou le critère BBC2003. Étant donné le volet industriel du projet de recherche, le critère YLD89 avait été retenu en raison de son efficacité pour prédire le comportement en emboutissage des alliages d'aluminium et pour sa simplicité. En effet, pour définir ce critère de plasticité, il suffit d'effectuer un essai de traction uniaxial selon des orientations de 0°, 45° et 90° en fonction du laminage. Ceci est un atout non

négligeable pour le domaine industriel étant donné que ce type d'essais est facilement accessible. Par contre, pour définir les critères de plasticité plus complexes, il est généralement nécessaire d'effectuer des essais de caractérisation, comme l'essai de tension biaxiale, nécessitant des équipements et des montages plus complexes et souvent moins accessibles. Par contre, ces critères permettent de prédire précisément le comportement des alliages sous des états de déformations biaxiales, et ce, même pour les alliages exhibant un comportement fortement anisotrope. Ceci permettrait donc d'augmenter les performances du modèle numérique, et ce, spécialement pour l'alliage d'aluminium AA5052-H36.

Bibliographie

- Abbassi, F., Pantale, O., Zghal, A., & Rakotomalala, R. (2006). Prediction of Sheet Metal Formability (FLD) By Using Diverse Method. Dans C.A. Mota Soares et.al. (Éd.), *III European Conference on Computational Mechanics Solids, Structures and Coupled Problems in Engineering* (pp. 5-9). Lisbon, Portugal. <https://doi.org/10.1007/1-4020-5370-3>
- Abspoel, M., Atzema, E. H., Droog, J. M. M., Khandeparkar, T., Scholting, M. E., Schouten, F. J., & Vegter, H. (2011). Inherent influence of strain path in Nakazima FLC testing. Dans *Proceedings of 2011 IDDRG Conference* (pp. 1-9). Bilbao, Spain.
- Abspoel, M., Scholting, M. E., & Droog, J. M. M. (2013). A new method for predicting Forming Limit Curves from mechanical properties. *Journal of Materials Processing Tech.*, 213(5), 759-769. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2012.11.022>
- Abu-Farha, F. (2011). The development of a forming limit surface for 5083 aluminum alloy sheet. *the journal of the Minerals, Metals & Materials Society*, 67(11), 72-78. <https://doi.org/10.1007/s11837-011-0194-z>
- Ahmadi, S., Eivani, A. R., & Akbarzadeh, A. (2009). An experimental and theoretical study on the prediction of forming limit diagrams using new BBC yield criteria and M – K analysis. *Computational Materials Science*, 44(4), 1272-1280. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2008.08.013>
- Aksenov, S. A., Kliber, J., Puzino, Y. A., & Bober, S. A. (2015). Processing of Plane Strain Compression Test Results for Investigation of AISI-304 Stainless Steel Constitutive Behavior. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*, 50(6), 644-650.
- Alsos, H. S., Amdahl, J., & Hopperstad, O. S. (2009). International Journal of Impact Engineering On the resistance to penetration of stiffened plates , Part II : Numerical analysis. *International Journal of Impact Engineering*, 36(7), 875-887. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2008.11.004>
- Altair Engineering. (2017). *RADIOSS User Guide*.
- Bae, D. H., & Ghosh, A. K. (2003). A Planar Simple Shear Test and Flow Behavior in a Superplastic Al-Mg Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34, 2465-2471.
- Bagheriasl, R. (2012). *Formability of Aluminum Alloy Sheet at Elevated Temperature*. University of Waterloo, Waterloo, Ontario, Canada.
- Bailon, J. P., & Dorlot, J. M. (2000). *Des matériaux* (3^e éd.). Presses internationales Polytechnique.
- Banabic, D. (2010). *Sheet metal forming processes: Constitutive modelling and numerical simulation* : Springer-Verlag Berlin Heidelberg. <https://doi.org/10.1007/978-3-540-88113-1>

- Banabic, D., Aretz, H., Comsa, D. S., & Paraianu, L. (2005). An Improved Analytical Description of Orthotropy in Metallic Sheets. *International Journal of Plasticity*, 21(3), 493-512. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2004.04.003>
- Banabic, D., Balan, T., & Comsa, D. S. (2000). A New Yield Criterion for Orthotropic Sheet Metals Under Plane-Stress Conditions. Dans *Cold Metal Forming* (pp. 217-224). Cluj Napoca, Romania : Tehnical University of Cluj-Napoca.
- Banabic, D., Comsa, S., Jurco, P., Cosovici, G., Paraianu, L., & Julean, D. (2004). FLD theoretical model using a new anisotropic yield criterion. *Journal of Materials Processing Technology*, 157-158, 23-27. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.09.015>
- Banabic, D., & Sester, M. (2012). Influence of Material Models on the Accuracy of the Sheet Forming Simulation. *Materials and Manufacturing Processes*, 27(3), 304-308. <https://doi.org/10.1080/10426914.2011.578005>
- Banabic, D., & Siegert, K. (2004). Anisotropy and formability of AA5182-0 aluminium alloy sheets D. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 53(1), 219-222. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60683-0](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60683-0)
- Bariani, P. F., Bruschi, S., Ghiotti, A., & Michieletto, F. (2013). Hot stamping of AA5083 aluminium alloy sheets. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 62(1), 251-254. <https://doi.org/10.1016/j.cirp.2013.03.050>
- Barlat, F., Brem, J. C., Yoon, J. W., Chung, K., & Dick, R. E. (2003). Plane stress yield function for aluminum alloy sheets — part 1 : theory. *International Journal of Plasticity*, 19(9), 1297-1319. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(02\)00019-0](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(02)00019-0).
- Barlat, F., & Lian, J. (1989). Plastic behavior and stretchability of sheet metals. Part I: A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *International Journal of Plasticity*, 5(1), 51-66. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90019-3](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90019-3)
- Barlat, F., Yoon, J. W., & Cazacu, O. (2007). On linear transformations of stress tensors for the description of plastic anisotropy. *International Journal of Plasticity*, 23(5), 876-896. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2006.10.001>
- Blandin, J., & Suery, M. (1996). Superplasticité. *Techniques de l'ingénieur*, (M613), 2-16.
- Bouabdallah, K. (2006). *Caractérisation de l'effet Portevin-Le Chatelier dans les alliages aluminium magnésium - Apport des techniques d'analyse d'images*. Université de Savoie, Savoie, France.
- Bouatia, K. (2005). *Caractérisation expérimentale du comportement de l'aluminium AA6111 en grandes déformations*. Université de Sherbrooke, Sherbrooke (Québec), Canada.
- Bressan, J. D., & Williams, J. A. (1983). The use of a shear instability criterion to predict local necking in sheet metal deformation. *Int. J. Mech. Sci*, 25(3), 155-168. [https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0020-7403\(83\)90089-9](https://doi.org/https://doi.org/10.1016/0020-7403(83)90089-9)
- C.C. Tasan, Hoefnagels, J. P. M., Dekkers, E. C. A., & Geers, M. G. D. (2012). Multi-Axial Deformation Setup for Microscopic Testing of Sheet Metal to Fracture. *Experimental Mechanics*, 52, 669-678. <https://doi.org/10.1007/s11340-011-9532-x>

- Chalal, H., & Abed-Meraim, F. (2017). Determination of forming limit diagrams based on ductile damage models and necking criteria. *Latin American Journal of Solids and Structures*, 14(10), 1872-1892. <https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1590/1679-78253481>
- Chamanfar, A., & Mahmudi, R. (2005). Compensation of elastic strains in the determination of plastic strain ratio (R) in sheet metals. *Materials Science and Engineering*, 397(1-2), 153-156. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.02.039>
- Chenal, B., & Driver, J. (1999). Écrouissage d'alliages d'aluminium. *Techniques de l'Ingenieur*, (M230), 1-18.
- Chiba, R., Takeuchi, H., Kuroda, M., Hakoyama, T., & Kuwabara, T. (2013). Theoretical and experimental study of forming-limit strain of half-hard AA1100 aluminium alloy sheet. *Computational Materials Science*, 77, 61-71. <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2013.04.025>
- Chu, X. (2013). *Caractérisation expérimentale et prédiction de la formabilité d'un alliage d'aluminium en fonction de la température et de la vitesse de déformation*. INSA de Rennes, Rennes, France.
- Chung, K., Kim, H., & Lee, C. (2014). Forming limit criterion for ductile anisotropic sheets as a material property and its deformation path insensitivity . Part I : Deformation path insensitive formula based on theoretical models. *International Journal of Plasticity*, 58, 3-34. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.03.009>
- Çinar, G. (2006). *Effects of Anisotropy on Formability in Sheet Metal Forming*. İstanbul technical university □ institute of science and technology, Istanbul.
- Coër, J. (2013). *Mise en forme par emboutissage en température d'un alliage d'aluminium AA5754-O*. Université de Bretagne Sud, Lorient, France.
- Col, A. (2011). Emboutissage des tôles - Aspect mécanique. *Techniques de l'Ingenieur*, (BM7511).
- Decultot, N. (2009). *Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement*. Université Paul Sabatier - Toulouse III, Toulouse, France.
- Develay, R. (1992). Aluminium et alliages d'aluminium corroyés : propriétés métalliques. *Techniques de l'Ingenieur*, M438, 1-21.
- Dion-Martin, O. (2007). *Caractérisation de l'alliage AA5754 pour la détermination d'un critère d'écoulement*. Université Laval.
- Duval, M. (2017). L'emboutissage de l'aluminium. *CQRDA*. Repéré à <http://cqrda.ca/feuillad.php>
- European Aluminium Association. (2013). Application – Car body – Body structures. Dans *The Aluminium Automotive Manual* (pp. 1-84). : European Aluminium Association. Repéré à http://www.alueurope.eu/wp-content/uploads/2011/12/1_AAM_Body-structures.pdf

- Fan, X. B., He, Z. Bin, Zhou, W. X., & Yuan, S. J. (2016). Formability and strengthening mechanism of solution treated Al-Mg-Si alloy sheet under hot stamping conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 228, 179-185. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.10.016>
- Gelin, J. C., Ghouati, O., & Shahani, R. (1994). Modelling the Plane Strain Compression Test to Obtain Constitutive Equation of Aluminium Alloys. *Int. J. Mech. Sci.*, 36(9), 773-796. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(94\)90009-4](https://doi.org/10.1016/0020-7403(94)90009-4)
- Goodwin, G. M. (1968). Application of strain analysis to sheet metal forming problems in the press shop. Dans *SAE Technical Paper* (pp. 1-8). SAE International. <https://doi.org/10.4271/680093>
- HECKER, S. S. (1975). Formability of Aluminum Alloy Sheets. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 97(1), 66-73. <https://doi.org/10.1115/1.3443263>
- Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. Dans *Roy. Soc. London A193* (pp. 281-297). London, England. <https://doi.org/10.1098/rspa.1948.0045>
- Hill, R. (1952). On discontinuous plastic states, with special reference to localized necking in thin sheets. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1(1), 19-30. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90003-3](https://doi.org/10.1016/0022-5096(52)90003-3)
- Hosford, W. F. (1972). A Generalized Isotropic Yield Criterion. *ASME. Journal of Applied Mechanics*, 39(2), 607-609. <https://doi.org/10.1115/1.3422732>
- Hussain, G., Gao, L., & Dar, N. U. (2007). An experimental study on some formability evaluation methods in negative incremental forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 186(1-3), 45-53. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2006.12.005>
- Janbakhsh, M., Djavanroodi, F., & Riahi, M. (2012). A comparative study on determination of forming limit diagrams for industrial aluminiumsheet alloys considering combined effect of strain path, anisotropy and yield locus. *The Journal of Strain Analysis for Engineering*, 47(6), 350-361. <https://doi.org/10.1177/0309324712448302>
- Kashyap, K. T., & Chandrashekar, T. (2001). Effects and mechanisms of grain refinement in aluminium alloys. *Bulletin of Materials Science*, 24(4), 345-353. <https://doi.org/10.1007/BF02708630>
- Kaufman, J. G. (2000). *Introduction to Aluminum Alloys and Tempers*. Materials Park, USA : ASM International.
- Keeler, S. P. (1961). *Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches*. (S.I.) : Massachusetts Institute of Technology.
- Keeler, S. P., & Brazier, W. G. (1975). Relationship between laboratory material characterization and press-shop formability. *Microalloying*, 75, 517-530.
- Kim, D., Lee, W., Kim, J., Chung, K., Kim, C., Okamoto, K., ... Chung, K. (2010). Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets : Part II – Formability. *International Journal of Solids and Structures*, 47(7-8), 1063-1081. <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2009.12.021>

- Kim, S. B., Huh, H., Bok, H. H., & Moon, M. B. (2011). Forming limit diagram of auto-body steel sheets for high-speed sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Tech.*, 211(5), 851-862. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.01.006>
- Kolasangiani, K., Shariati, M., & Farhangdoost, K. (2015). Prediction of forming limit curves (FLD , MSFLD and FLSD) and necking time for SS304L sheet using finite element method and ductile fracture criteria. *Journal of Computation and Applied Research*, 4(2), 121-132. <https://doi.org/10.22061/JCARME.2015.270>
- Lamontagne, L. (2010). *Étude sur l'application de l'hydroformage*. Université Laval, Québec, Canada.
- Lang, L. H., Wang, Z. R., Kang, D. C., Yuan, S. J., Zhang, S. H., Danckert, J., & Nielsen, K. B. (2004). Hydroforming highlights: Sheet hydroforming and tube hydroforming. *Journal of Materials Processing Technology*, 151(1-3), 165-177. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.032>
- LĂZĂRescu, L., COMȘA, D., Nicodim, I., Ciobanu, I., & Banabic, D. (2012). Characterization of plastic behaviour of sheet metals by hydraulic bulge test. *Trans. Nonferrous Met. Soc.*, 22, 275-279. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(12\)61719-1](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(12)61719-1)
- Leotoing, L. (2015). *Caractérisation et modélisation de comportements mécaniques limites de matériaux*. Université de Rennes, Rennes.
- Li, D., & Ghosh, A. K. (2004). Biaxial warm forming behavior of aluminum sheet alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 145(August 2002), 281-293. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2003.07.003>
- Li, X., Song, N., & Guo, G. (2012). Experimental measurement and theoretical prediction of forming limit curve for aluminum alloy 2B06. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 22(2), 335-342. [https://doi.org/10.1016/S1003-6326\(12\)61728-2](https://doi.org/10.1016/S1003-6326(12)61728-2)
- Li, X., Song, N., Guo, G., & Sun, Z. (2013). Prediction of forming limit curve (FLC) for Al – Li alloy 2198-T3 sheet using different yield functions. *Chinese Journal of Aeronautics*, 26(5), 1317-1323. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2013.04.011>
- Li, Y., Luo, M., Gerlach, J., & Wierzbicki, T. (2010). of shear-induced fracture in sheet metal forming. *Journal of Materials Processing Tech.*, 210(14), 1858-1869. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.06.021>
- Lin, S., Nie, Z., Huang, H., & Li, B. (2010). Annealing behavior of a modified 5083 aluminum alloy. *Materials and Design*, 31(3), 1607-1612. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.09.004>
- Liu, Z. (2012). *Numerical and experimental study of AZ31-O magnesium alloy warm sheet forming*. l'École nationale supérieure des mines de Paris.
- LOGAN, R. W., & HOSFORD, W. F. (1980). Upper-bound anisotropic yield locus calculations assuming $\langle 111 \rangle$ -pencil glide. *Int. J. Mech. Sci.*, 22(7), 419-430. [https://doi.org/10.1016/0020-7403\(80\)90011-9](https://doi.org/10.1016/0020-7403(80)90011-9)

- Loveday, M. S., Mahon, G. J., Roebuck, B., Lacey, A. J., Palmiere, E. J., Sellars, C. M., & Winden, M. R. Van Der. (2006). Measurement of flow stress in hot plane strain compression tests. *Materials at High Temperature*, 23(2), 85-118. <https://doi.org/10.1179/mht.2006.006>
- Lumelskyj, D., Rojek, J., Banabic, D., & Lazarescu, L. (2017). Detection of strain localization in Nakazima formability test - experimental research and numerical simulation. Dans *Procedia Engineering* (Vol. 183, pp. 89-94). Elsevier B.V. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.04.016>
- Luo, Y., Luckey, S. G., Copple, W. B., & Friedman, P. A. (2008). Comparison of Advanced SPF Die Technologies in the Forming of a Production Panel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 17(2), 142-152. <https://doi.org/10.1007/s11665-007-9176-2>
- Luo, Y., Luckey, S. G., Friedman, P. A., & Peng, Y. (2008). Development of an advanced superplastic forming process utilizing a mechanical pre-forming operation. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 48(12-13), 1509-1518. <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2007.12.010>
- Makkouk, R., Bourgeois, N., Serri, J., Bolle, B., Martiny, M., Teaca, M., & Ferron, G. (2008). Experimental and theoretical analysis of the limits to ductility of type 304 stainless steel sheet. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 27(2), 181-194. <https://doi.org/10.1016/j.euromechsol.2007.04.004>
- Marais, A., Mazière, M., Forest, S., Parrot, A., & Delliou, P. Le. (2012). Identification of a strain-aging model accounting for Lüders behavior in a C-Mn steel. *Philosophical Magazine*, 92(28-30), 3589-3617. <https://doi.org/10.1080/14786435.2012.699687>
- Marandi, F. A., Jabbari, A. H., Sedighi, M., & Hashemi, R. (2017). An Experimental , Analytical , and Numerical Investigation of Hydraulic Bulge Test in Two-Layer Al – Cu Sheets. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 139(3), 1-10. <https://doi.org/10.1115/1.4034717>
- Min, H. E., Fuguo, L. I., & Zhigang, W. (2011). Forming Limit Stress Diagram Prediction of Aluminum Alloy 5052 Based on GTN Model Parameters Determined by In Situ Tensile Test. *Chinese Journal of Aeronautics*, 24(3), 378-386. [https://doi.org/10.1016/S1000-9361\(11\)60045-9](https://doi.org/10.1016/S1000-9361(11)60045-9)
- Naka, T., Nakayama, Y., Uemori, T., Hino, R., & Yoshida, F. (2003). Effects of temperature on yield locus for 5083 aluminum alloy sheet. *Journal of Materials Processing Technology*, 140, 494-499. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(03\)00780-5](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(03)00780-5)
- Noori, H., & Mahmudi, R. (2007). Prediction of Forming Limit Diagrams in Sheet Metals Using Different Yield Criteria. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, 2040-2052. <https://doi.org/10.1007/s11661-007-9239-x>
- Panich, S., Uthaisangsuk, V., Juntaratin, J., & Suranuntchai, S. (2011). Determination of forming limit stress diagram for formability prediction of SPCE 270 steel sheet. *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 21(1), 19-27.

- Pinna, C., Lan, Y., Kiu, M. F., Efthymiadis, P., & Lopez-Pedrosa, M. (2015). Assessment of crystal plasticity finite element simulations of the hot deformation of metals from local strain and ... *International Journal of Plasticity*, 73, 24-38. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2015.05.015>
- Quaak, G. (2008). *Biaxial Testing of Sheet Metal : An Experimental-Numerical Analysis*. Eindhoven University of Technology, Eindhoven, Netherlands.
- Romhanji, E., Popovi, M., Gliši, D., Stefanovi, M., & Milovanovi, M. (2004). On the Al-Mg Alloy Sheets for Automotive Application : Problems and Solutions. *Journal of Metallurgy*, 10(3), 205-216.
- SAE International. (2006). *Heat treatment of wrought aluminum alloy parts* (Rapport No. 2770H). *Aerospace material specification*. <https://doi.org/doi.org/10.4271/AMS2770H>
- Safari, M., Hosseinipour, S. J., & Azodi, H. D. (2011). Experimental and numerical analysis of forming limit diagram (FLD) and forming limit stress diagram (FLSD). *Materials Sciences and Applications*, 2(5), 497-503. <https://doi.org/10.4236/msa.2011.25067>
- Schwindt, C. D., Stout, M., Iurman, L., & Signorelli, J. W. (2015). Forming Limit Curve Determination of a DP-780 Steel Sheet. *Procedia Materials Science*, 8, 978-985. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.04.159>
- Shi, H., McLaren, A., Sellars, C., Shahani, R., & Bolingbroke, R. (1997). Hot Plane Strain Compression Testing of Aluminum Alloys. *Journal of Testing and Evaluation*, 25(1), 61-73. <https://doi.org/10.1520/JTE11326J>
- Silk, N. J., & Van Der Winden, M. R. (1999). Interpretation of hot plane strain compression testing of aluminium specimens. *Materials Science and Technology*, 15(3), 295-300. <https://doi.org/10.1179/026708399101505860>
- Sing, W. M., & Rao, K. P. (1993). Prediction of sheet-metal formability using tensile-test results. *Journal of Materials Processing Technology*, 37(1-4), 37-51. [https://doi.org/10.1016/0924-0136\(93\)90079-L](https://doi.org/10.1016/0924-0136(93)90079-L)
- Situ, Q. (2008). *A new approach to obtain forming limits of sheet materials*. McMaster University.
- Slota, J., Jurčišin, M., Spišák, E., Tomáš, M., & Šiser, M. (2015). Experimental FLC determination of high strength steel sheet metal. *Acta Metallurgica Slovaca*, 21(4), 269-277. <https://doi.org/10.12776/ams.v21i4.639>
- Slota, J., & Spisak, E. (2005). Comparison of the forming - limit diagram (FLD) models for drawing quality (DQ) steel sheets. *Metallurgija*, 44(4), 249-253.
- Stören, S., & Rice, J. R. (1975). Localized necking in thin sheets. *J. Mech. Phys. Solids*, 23(6), 421-441. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(75\)90004-6](https://doi.org/10.1016/0022-5096(75)90004-6)
- Swift, H. W. (1952). Plastic instability under plane stress. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1(1), 1-18. [https://doi.org/10.1016/0022-5096\(52\)90002-1](https://doi.org/10.1016/0022-5096(52)90002-1)

- Tagata, T., Matsuo, M., Iwasaki, H., & Higashi, K. (2004). Forming Limit Diagram for a Superplastic 5083 Aluminum Alloy. *Materials Transactions*, 45(8), 2516-2520. <https://doi.org/doi.org/10.2320/matertrans.45.2516>
- TATA Steel. (2013). *Predicting forming limit curves A fast and easy prediction method with improved accuracy*. IJmuiden, Netherlands.
- Toros, S., Ozturk, F., & Kacar, I. (2008). Review of warm forming of aluminum – magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 7(1-3), 1-12. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2008.03.057>
- Tsai, T. L., Sun, P. L., Kao, P. W., & Chang, C. P. (2003). Microstructure and tensile properties of a commercial 5052 aluminum alloy processed by equal channel angular extrusion. *Materials Science and Engineering*, 342(1-2), 144-151. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00283-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00283-6)
- Verma, R. K., & Haldar, A. (2007). Effect of normal anisotropy on springback. *Journal of Materials Processing Technology*, 190(1-3), 300-304. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.02.033>
- Wilson, D. V. (1988). Aluminium versus steel in the family car - the formability factor. *Journal of Mechanical Working Technology*, 16(3), 257-277. [https://doi.org/10.1016/0378-3804\(88\)90055-1](https://doi.org/10.1016/0378-3804(88)90055-1)
- Wu, H.-C., Hong, H.-K., & Shiao, Y.-P. (1999). Anisotropic plasticity with application to sheet metals. *International Journal of Mechanical Sciences*, 41(6), 703-724. [https://doi.org/10.1016/S0020-7403\(98\)00033-2](https://doi.org/10.1016/S0020-7403(98)00033-2)
- Xinbo, L., Fubao, Z., & Zhiliang, Z. (2002). Determination of metal material flow stress by the method of C-FEM. *Journal of Materials Processing Technology*, 120(1-3), 144-150. [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)01167-0](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)01167-0)
- Yilmaz, A. (2011). The Portevin – Le Chatelier effect : a review of experimental findings. *Science and Technology of Advanced Materials*, 12(6), 1-16. <https://doi.org/10.1088/1468-6996/12/6/063001>
- Yoon, J., Barlat, F., Dick, R. E., Chung, K., & Kang, T. J. (2004). Plane stress yield function for aluminum alloy sheets — part II : FE formulation and its implementation. *International Journal of Plasticity*, 20(3), 495-522. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(03\)00099-8](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(03)00099-8)
- Yuan, W., Wan, M., & Wu, X. (2017). Prediction of forming limit curves for 2021 aluminum alloy. Dans Julian Allwood (Éd.), *Procedia Engineering* (Vol. 207, pp. 544-549). Cambridge, United Kingdom : Elsevier B.V. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1018>
- Zhang, C., Leotoing, L., Zhao, G., Guines, D., & Ragneau, E. (2011). A comparative study of different necking criteria for numerical and experimental prediction of FLCs. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 20(6), 1036-1042. <https://doi.org/10.1007/s11665-010-9729-7>

Zhang, S. H., Wang, Z. R., Xu, Y., Wang, Z. T., & Zhou, L. X. (2004). Recent developments in sheet hydroforming technology. *Journal of Materials Processing Technology*, 151(1-3), 237-241. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2004.04.054>

Zhu, H., Ghosh, A. K., & Maruyama, K. (2006). Effect of cold rolling on microstructure and material properties of 5052 alloy sheet produced by continuous casting. *Materials Science and Engineering A*, 419(1-2), 115-121. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.12.008>