HAL
open science

Etude expérimentale et modélisation de la mise en forme à chaud d'alliages d'aluminium innovants

Wael Younes

To cite this version:

Wael Younes. Etude expérimentale et modélisation de la mise en forme à chaud d'alliages d'aluminium innovants. Mécanique des matériaux [physics.class-ph]. Ecole nationale supérieure d'arts et métiers - ENSAM, 2016. Français. NNT : 2016ENAM0028 . tel-01447792

HAL Id: tel-01447792

https://pastel.hal.science/tel-01447792v1

Submitted on 27 Jan 2017

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

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

2016-ENAM-0028

École doctorale n° 432 : Sciences des Métiers de l'ingénieur

Doctorat ParisTech

T H È S E

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers

Spécialité « Mécanique-Procédés de fabrication »

présentée et soutenue publiquement par

Wael YOUNES

Le 8 Décembre 2016

Étude expérimentale et modélisation de la mise en forme à chaud d'alliages d'aluminium innovants

Directeur de thèse : **Philippe DAL SANTO**
Co-encadrement de la thèse : **Eliane GIRAUD**

Jury

M. Jean Louis BATOZ, Professeur, Université de Technologie de Compiègne, Département GSU	Président
Mme. Sandrine THUILLIER, Professeur, IRDL, Université Bretagne Sud	Rapporteur
M. Pierre Olivier BOUCHARD, Professeur, CEMEF, École des Mines de Paris	Rapporteur
M. Arnaud DELAMEZIERE, Maître Assistant, LEMTA, Institut Supérieur d'Ingénierie de la Conception	Examinateur
M. Julio-Cesar DE-LUCA, R&D Team Manager, IRT Jules Verne, Nantes	Examinateur
M. Philippe DAL SANTO, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech-Campus d'Angers	Examinateur
Mme. Eliane Giraud, Maître de Conférences, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech-Campus d'Angers	Examinateur
M. Alain POTIRON, Professeur, LAMPA, Arts et Métiers ParisTech-Campus d'Angers	Invité
M. Sjoerd VAN DER VEEN, Expert virtual testing, Leader of Airbus Group, AIRBUS, ESCRNM	Invité

T H È S E

Arts et Métiers ParisTech – Campus d'Angers
Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA)

Dédicaces

La femme la plus affectueuse et la plus douce au monde, l'ange le plus tendre qui a été toujours pour moi une source d'amour, de pitié et d'espoir, à ma très chère mère « Chedlia ».

L'être le plus cher au monde en témoignage de mon respect, à mon amour et mon plus grand rattachement, à mon très cher père « Rjeb ».

À ma chère fiancée « Yosra », pour son soutien, son encouragement et son amour qu'elle m'a offert. La femme qui a éclaircie ma vie et qui a été là à mes côtés lorsque j'avais besoin. « Ma princesse »

À Mes très chers sœurs : Nawel, Rihem, Faten, Rahma et Chayma

À ma très chère belle famille : mon beau père Abderrazak, ma belle mère Souad, ma belle sœur Mouna et Mon beau frère Ahmed

À ma grand-mère « Saiida »

À toute ma famille

À qui je dois tout,

Qu'ils veillent trouver dans ce modeste travail, résultat des encouragements incessants et des sacrifices qu'ils ont consentis pour mes études, l'expression de ma grande affectation et de mes infinies reconnaissances. Je leur souhaite tout le succès et le bonheur du monde.

Ces êtres chers méritent bien de moissonner la récolte qu'ils ont semé.

À tous je dis merci et je dédie le fruit de toutes ces années.

À mes très chers amis

J'admirerai toujours votre gentillesse et votre humour.

J'espère que notre amitié sera éternelle.

« N'essayez pas de devenir un homme qui a du succès.
Essayez de devenir un homme qui a de la valeur »

Albert Einstein

Remerciements

Les recherches présentées dans cette thèse de doctorat ont été menées au sein du Laboratoire Angevin de Mécanique, Procédés et innovAtion (LAMPA), à l'Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, centre d'Angers. Ces travaux sont le fruit d'une collaboration entre le LAMPA et l'IRT Jules Verne de Nantes. À cette occasion, je tiens à commencer ce mémoire par quelques remerciements.

Tout d'abord, je remercie l'IRT Jules Verne ainsi que tous les collaborateurs industriels du projet METAFOR (AIRBUS, STELIA, CONSTELLIUM et ACB) pour le financement de ces recherches, me permettant ainsi de travailler dans d'excellentes conditions et sur un sujet aussi intéressant que le mien.

Je remercie mon directeur de thèse, *Philippe DAL SANTO*, pour la confiance qu'il m'a accordée en acceptant d'encadrer ce travail doctoral, pour la liberté qu'il m'a octroyée sur ce sujet passionnant et enfin pour le partage de son expérience.

Je remercie également mon encadrante, *Eliane GIRAUD*, pour m'avoir fait bénéficier de son expérience, pour le temps qu'elle m'a consacrée chaque fois que j'en ai exprimé le besoin, pour son soutien et ses encouragements, et enfin pour la passion qu'elle transmet lors de discussions techniques.

Je tiens aussi à remercier *Alain POTIRON* pour sa forte contribution et son aide précieux qu'il m'a apporté pour le développement du modèle matériau. Je lui rends un hommage particulier pour ses efforts qu'il a consacré à ce travail.

Je souhaite remercier aussi *Sjoerd VAN DER VEEN* pour ses nombreux conseils et nos échanges tout au long des travaux de thèse. Je n'oublie pas de remercier *Julio-Cesar DE LUCA* pour son encouragement ainsi que tous les membres du projet : *Damien SIREUDE*, *Myriam BOUET-GRIFFON*, *Dominique DANIEL*, *Guillaume SANA*, *Daniel BOULZE* et *Fabian DAVID* pour tous les échanges qu'on a pu avoir tout au long du projet METAFOR.

Je tiens à remercier les rapporteurs de cette thèse, *Sandrine THUILLIER* et *Pierre Olivier BOUCHARD*, pour l'intérêt qu'ils ont manifesté pour ce travail et la rapidité avec laquelle ils ont lu mon manuscrit. Merci également aux autres membres du jury qui m'ont fait l'honneur d'accepter de juger ces travaux : *Jean Louis BATOZ* qui s'est dévoué pour présider le jury de thèse, les examinateurs *Arnaud DELAMEZIERE*, *Julio-Cesar DE-LUCA* et les invités *Alain POTIRON* et *Sjoerd VAN DER VEEN*.

Je remercie également *Franck Morel*, le directeur du laboratoire, qui m'a bien accueilli au sein de son équipe LAMPA.

Je remercie mes nombreux collègues de LAMPA, pour l'aide qu'ils ont pu m'apporter à un moment ou à un autre ainsi que la très bonne ambiance que j'ai toujours trouvée et les très agréables moments qu'on a pu passer ensemble au centre et en dehors : Aziz, HD, Foued, Bassem, Jihed, Benjamin, Mariem, Ghazi, Fares, Yessine, Ahmed, Montassar, Edouard, Imed, Hela, Salah, Chiraz,

Myriam, Atef, Marouen, Houssem, Walid, Rou Du, Mohamed, Maxime, Cyril, Guenael, Charles, Amine, Duc, Javier, Saber, Daniel, …

J'exprime enfin ma gratitude et ma reconnaissance aux meilleurs parents de l'univers Rjeb et Chedlia et à mes sœurs Nawel, Rihem, Faten, Rahma et Chayma pour leurs amours et leurs soutiens indéfectibles.

Pour sa présence à mes côtés et son soutien, un grand merci à ma princesse Yosra …

Table des matières

Table des notations I
Introduction générale 1
Chapitre I. Alliages et procédés de mise en forme étudiés 3
I.1 Introduction 3
I.2 Les matériaux étudiés 3
I.2.1 L'alliage d'aluminium 2050 3
I.2.2 L'alliage d'aluminium AW551 8
I.3 Les procédés de mise en forme 10
I.3.1 Mise en forme par emboutissage 10
I.3.2 Mise en forme par fluage 12
I.4 Le cas type de pièce étudiée dans le cadre du projet METAFOR 13
Chapitre II. État de l'art : le comportement des matériaux et leur modélisation 15
II.1 L'élasticité 15
II.2 La plasticité 16
II.2.1 Transition élasticité/plasticité : les critères d'écoulement plastique 16
II.2.2 Évolution des caractéristiques plastiques 22
II.3 La visco-élasticité et visco-plasticité 28
II.3.1 Le fluage : essais et modélisation 29
II.3.2 La relaxation : essais et modélisation 32
II.3.3 Les modèles de comportement visqueux 33
II.4 L'endommagement 35
II.4.1 Avant-propos 35
II.4.2 Les mécanismes d'endommagement 35
II.4.3 Les lois d'endommagement 37
II.5 Conclusion : approches adoptées pour la simulation de la mise en forme 40
Chapitre III. Caractérisation du comportement des alliages étudiés 43
III.1 Introduction 43
III.2 Moyens de caractérisation 43
III.2.1 Moyens de caractérisation mécanique : la machine GLEEBLE 3500 43
III.2.2 Mise en œuvre des essais préliminaires 45
III.2.3 Moyens de caractérisation microstructurale 48
III.3 Configurations opératoires 48
III.3.1 Forme des éprouvettes 48
III.3.2 Moyens de découpe des éprouvettes 49
III.3.3 Cycles thermiques à imposer pendant les essais 49
III.4 Caractérisation du comportement de l'alliage 2050 51

III.4.1 Influence de la zone de prélèvement des éprouvettes dans la tôle de 40mm d'épaisseur 52
III.4.2 Caractérisation de l'anisotropie plastique de l'alliage 2050 53
III.4.3 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage 2050 56
III.4.4 Influence de la température sur le comportement de l'alliage 2050 57
III.4.5 Caractérisation de l'effet Bauschinger pour l'alliage 2050 59
III.4.6 Caractérisation de la relaxation de l'alliage 2050 60
III.4.7 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage 2050 et mode de rupture. 62
III.4.8 Bilan : Comportement thermomécanique de l'alliage 2050 64
III.5 Caractérisation du comportement de l'alliage AW551 65
III.5.1 Caractérisation de l'anisotropie de l'alliage AW551 65
III.5.2 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage AW551 67
III.5.3 Influence de la température sur le comportement de l'alliage AW551 68
III.5.4 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage AW551 68
III.5.5 Comportement au fluage de l'alliage AW551 70
III.5.6 Bilan : Comportement de l'alliage AW551 74
III.6 Conclusion 75
Chapitre IV. Implémentation des modèles matériaux 77
IV.1 Introduction 77
IV.2 Modèle élasto-plastique 77
IV.2.1 Description du modèle 77
IV.2.2 Calibration du modèle matériau élasto-plastique 80
IV.2.3 Bilan : Modèle élasto-plastique 86
IV.3 Modèle élasto-viscoplastique 86
IV.3.1 Description du modèle 86
IV.3.2 Calibration du modèle matériau élasto-viscoplastique 97
IV.3.3 Bilan : Modèle élasto-viscoplastique 101
IV.4 Modèle de relaxation 101
IV.4.1 Description du modèle matériau 101
IV.4.2 Calibration du modèle de relaxation 102
IV.4.3 Bilan : Modèle de relaxation 103
IV.5 Modèle de fluage 104
IV.5.1 Description du modèle 104
IV.5.2 Calibration du modèle de fluage 104
IV.5.3 Bilan : Modèle de fluage 106
IV.6 Conclusion 106
Chapitre V. Étude de la mise en forme par emboutissage 109
V.1 Introduction 109
V.2 La presse de l'IRT Jules Verne 109

V.3 Étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050 110
V.3.1 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype 110
V.3.2 Simulation numérique de la mise en forme de la pièce prototype 113
V.3.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques 114
V.3.4 Proposition d'un cycle de mise en forme amélioré 117
V.4 Étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage AW551 117
V.4.1 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype 117
V.4.2 Simulation numérique de la mise en forme de la pièce prototype 120
V.4.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques 120
V.5 Conclusion 122
Chapitre VI. Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre 125
VI.1 Introduction 125
VI.2 La machine de gonflage de l'ENSAM 126
VI.3 Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre à échelle réduite 127
VI.3.1 Simulation numérique de la mise en forme par fluage avec tôle martyre 127
VI.3.2 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype 130
VI.3.3 Comparaison résultats expérimentaux et numériques 131
VI.4 Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre à échelle réelle 133
VI.4.1 Simulation numérique de la mise en forme par fluage avec tôle martyre 133
VI.5 Conclusion 136
Conclusion et perspectives 137
Bibliographie 140
Liste des figures 146
Liste des tableaux 151
Annexes 152

Table des notations

ρ	Densité du matériau
$\rho_{réf}$	Densité de référence d'un alliage type de la série 2xxx ou 5xxx
E	Module d'Young du matériau
λ	Premier coefficient de Lamé
μ	Second coefficient de Lamé
ν	Coefficient de poisson
$E_{réf}$	Module d'Young de référence d'un alliage type de la série 2xxx ou 5xxx
$R_{p0.2}$	Limite élastique du matériau
$R_{p0.2réf}$	Limite élastique de référence d'un alliage type de la série 2xxx ou 5xxx
R_m	Contrainte à la rupture du matériau
$R_{réf}$	Contrainte à la rupture de référence d'un alliage type de la série 2xxx ou 5xxx
A	Allongement à la rupture
$A_{réf}$	Allongement à la rupture de référence d'un alliage type de la série 2xxx ou 5xxx
m	Masse de l'échantillon
f_f	Fréquence de résonance
w	Largeur de l'échantillon
L	Longueur de l'échantillon
t	Épaisseur de l'échantillon
σ_0	Limite d'élasticité selon la direction de laminage
σ_{45}	Limite d'élasticité à 45° de la direction de laminage
σ_{90}	Limite d'élasticité à 90° de la direction de laminage
σ_b	Contrainte équibiaxiale
R_0	Coefficient d'anisotropie dans la direction de laminage
R_{45}	Coefficient d'anisotropie à 45° de la direction de laminage
R_{90}	Coefficient d'anisotropie à 90° de la direction de laminage
$\boldsymbol{\sigma}$	Tenseur des contraintes (Composantes du tenseur : σ_{ij})
C	Matrice d'élasticité (Composantes de la matrice : C_{ijkl})
$\boldsymbol{\varepsilon}$	Tenseur des déformations (Composantes du tenseur : ε_{ij})
$\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$	Tenseur des déformations élastiques (Composantes du tenseur : ε_{ij}^{e})
$\boldsymbol{\varepsilon}^{pl}$	Tenseur des déformations plastiques (Composante du tenseur : ε_{ij}^{p})
J_1	Premier invariant du tenseur des contraintes
σ_H	Contrainte hydrostatique
J_2	Deuxième invariant du tenseur des contraintes
S	Déviateur des contraintes

$\mathbf{X}$	Tenseur de contrainte cinématique
f_{HU}	Fonction seuil définissant la surface de charge donnée par le critère de Hu2005
$X_{i,\ i=1\ à}$	Paramètres du critère de plasticité anisotrope de Hu2005
σ_{eqHU}	Contrainte équivalente donnée par le critère de Hu2005
$\chi_{i\ ,\ i=1\ à}$	Coefficients sans dimension calculés à partir des paramètres de Hu2005
σ_y	Seuil élastique initial dans le sens de laminage
$\bar{\varepsilon}^{pl}$	Déformation plastique équivalente
$\boldsymbol{n}_{HU}$	Vecteur de la normale à la fonction de charge
$\boldsymbol{n}_{\sigma}$	Vecteur de la normale unitaire à la fonction de charge
$R(\bar{\varepsilon}^{pl})$	Fonction d'écrouissage isotrope
$\delta\lambda$	Incrément du correcteur plastique
r	Variable thermodynamique associée à l'écrouissage isotrope
V_k	Variables internes (écrouissages isotrope et cinématique)
$\delta\varepsilon^p$	Incrément de la déformation plastique
Φ_p	Pseudo-potentiel de dissipation
$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl}$	Incrément de la déformation viscoplastique
$\dot{\Lambda}^{vpl}$	Incrément de vitesse du multiplicateur plastique associé à $\boldsymbol{n}_{HU}$
$\dot{\lambda}^{vpl}$	Incrément correspondant à $\boldsymbol{n}_{\sigma}$
$\boldsymbol{\alpha}$	Variable d'écrouissage cinématique
$\bar{\varepsilon}^{vpl}$	Déformation viscoplastique équivalente
$\rho\Psi_t$	Potentiel thermodynamique total
$\rho\Psi_e$	Energie élastique réversible
$\rho\Psi_p$	Energie de déformation plastique
Q_i et b_i	Constantes caractérisant l'écrouissage isotrope
φ_{HUdyn}	Fonction de charge dynamique
β et γ	Paramètres du modèle viscoplastique
$\delta\boldsymbol{\sigma}$	Incrément de contrainte
$\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}}$	Incrément de déformation totale
$\boldsymbol{K_{tg}}$	Matrice tangente consistante
$\dot{\varepsilon}_{th}$	Vitesse de déformation équivalente en fluage avec le modèle « time hardening »
ε_{th}	Déformation équivalente en fluage
$\bar{\sigma}$	Contrainte équivalente en fluage avec le modèle « time-hardening »

Introduction générale

Au cours de ces dernières décades, l'amélioration du rapport coût/performance des produits industriels a été à l'origine de nombreuses recherches dans les domaines de l'automobile et de l'aéronautique. L'un des principaux axes visés pour atteindre cet objectif est l'allègement des structures. Une première approche consiste à réaliser une optimisation topologique des pièces. Remouchamps et al. (Remouchamps, et al., 2011) ont, par exemple, travaillé sur une optimisation topologique de pièces de structure aéronautique en fixant comme critères une minimisation du poids sans perte de rigidité. Une autre approche consiste à modifier les matériaux utilisés. Dursun et al. (Dursun & Soutis, 2014) présentent d'ailleurs les derniers développements réalisés sur les alliages d'aluminium dans le but de minimiser le poids des structures aéronautiques. De nouvelles gammes de matériau ont ainsi émergé parmi lesquelles des alliages du type : Al-Mg-Li et Al-Cu-Li. Ces alliages présentent de nombreux avantages : faible densité, bonne résistance à la corrosion et à la fatigue. En effet, comme détaillé par Noble et al. (Noble, et al., 1982), une augmentation de 11% de la teneur en lithium dans un alliage d'aluminium conduit à une augmentation de 20% de son module de Young et à une diminution de 7% de sa densité. Lequeu et al. (Lequeu, et al., 2010) ont également montré l'influence de la teneur en lithium sur la résistance à la corrosion, l'initiation de la fatigue et la propagation des fissures en comparant différents alliages d'aluminium. Celui contenant du lithium montre une résistance à la corrosion considérablement améliorée et démontre des avantages au niveau de l'initiation de la fatigue et de la croissance des fissures. Néanmoins, la formabilité de ces alliages à froid comme à chaud est encore assez mal connue. Le projet « METAFOR » se propose de caractériser précisément la plage de formabilité de ces nouveaux alliages et d'investiguer les voies de mise en œuvre les plus adaptées.

Ce projet, porté par l'IRT Jules Verne, regroupe les principaux acteurs du secteur aéronautique : AIRBUS, STELIA, CONSTELIUM et ACB. L'ENSAM intervient quant à elle en support scientifique du projet par ses connaissances en mise en forme des matériaux métalliques d'un point de vue expérimental et numérique. Ce projet porte sur l'étude de la mise en forme d'alliages Al-Cu-Li (2050, 2198) et Al-Mg-Li (AW551) soit par étirage à froid de tôles fines (2mm) soit par mise en forme à chaud du type « Hot Forming » pour des tôles épaisses (40mm) et du type « Creep Forming » pour des tôles fines (2mm). Ces alliages sont destinés au fuselage métallique et plus particulièrement à la structure pointe-avant : ils concernent à la fois les panneaux de fuselage en double courbure et les profilés. Les verrous technologiques à lever sont : (1) la maîtrise de la mise en œuvre de procédés fondamentaux (Emboutissage, Formage par fluage, Étirage) et (2) la réalisation d'enchaînement et/ou couplage de procédés fondamentaux. Le projet « METAFOR » doit ainsi permettre aux industriels partenaires de proposer des solutions innovantes pour la réalisation de pièces de structures aéronautiques.

Afin de répondre aux attentes des partenaires et de lever les contraintes technologiques associées à chaque étape de la mise en forme, il est important de comprendre les comportements des matériaux et leurs relations avec les paramètres des procédés mis en jeu. Ce qui fait l'objet de ces travaux de thèse qui s'intéressent plus particulièrement à la mise en forme à chaud des alliages 2050 et AW551 pour la réalisation de panneaux de fuselage en double courbure de faible et forte épaisseur.

La formabilité à chaud de ces alliages étant mal connue, le développement d'une gamme de fabrication pour divers procédés de mise en forme adaptée à ces alliages nécessite la maîtrise et la prédiction de leurs comportements en phase de mise en forme afin d'en garantir la tenue à l'usage. La réalisation de ces objectifs passe par le développement de protocoles expérimentaux (essais constitutifs, démonstrateurs instrumentés à différentes échelles) associés à la mise en place d'outils numériques permettant l'identification et l'optimisation des paramètres matériaux et procédés. Ainsi, les verrous scientifiques à lever sont : (1) la maîtrise du comportement des matériaux pour des conditions thermomécaniques spécifiques, (2) la maîtrise des interactions matériau-procédé et (3) le développement d'un outil numérique présentant un bon caractère prédictif des divers procédés de mise en forme envisagés. Cela passe donc par : (i) l'analyse des comportements des matériaux associés aux conditions thermomécaniques rencontrées lors de leur mise en forme, (ii) la mise en place d'un modèle

de comportement élasto-viscoplastique unifiée (c.-à-d. permettant de décrire tous les comportements rencontrés lors de la mise en forme), (iii) l'implémentation des différents modèles matériaux sous ABAQUS dans des subroutines utilisateurs et calibration de leurs paramètres par simulation des essais constitutifs et (iv) la simulation de la mise en forme des démonstrateurs industriels sous ABAQUS et la validation de l'outil numérique par comparaison des résultats avec les démonstrateurs formés au cours du projet « METAFOR ». Dans le cadre de la thèse, seuls deux procédés sont étudiés :

- la mise en forme par emboutissage (« Hot Forming ») d'une tôle de 40mm d'épaisseur à une température de revenu (150°C) pour l'alliage 2050 (Al-Cu-Li) et à une température de mise en solution (350°C) pour l'alliage AW551 (Al-Mg-Li).
- la mise en forme par fluage (« Creep Forming ») d'une tôle de 2mm d'épaisseur à une température de mise en solution (350°C) pour l'alliage AW551.

Ce rapport est organisé en 6 chapitres.

Le **premier chapitre** s'intéresse aux principales caractéristiques des alliages étudiés et aux principes de chaque procédé de mise en forme (tout en soulignant leurs avantages et inconvénients). Le démonstrateur industriel (panneau de fuselage en double courbure) y est également présenté.

Le **deuxième chapitre** propose un état de l'art autour des principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium et des modèles rhéologiques applicables à cette famille d'alliage. Les approches adoptées au cours des travaux de thèse pour décrire le comportement des matériaux sont ensuite exposées.

Le **troisième chapitre** présente les résultats des différents essais mécaniques réalisés sur les deux alliages ainsi que l'analyse des comportements observés.

Le **quatrième chapitre** détaille l'implémentation des modèles matériaux sous ABAQUS dans des subroutines utilisateurs ainsi que leur recalage par la simulation des essais constitutifs.

Le **cinquième** et le **sixième chapitre** présentent la mise en forme des panneaux à échelle réelle sur une presse de l'IRT Jules Verne. Les simulations des différentes étapes de mises en forme sont réalisées et permettent globalement de valider les outils numériques mis en place. Le cinquième chapitre se concentre sur la mise en forme par emboutissage tandis que le sixième chapitre porte sur la mise en forme par fluage.

La **conclusion générale** dresse le bilan des réponses aux enjeux technologiques et des apports scientifiques majeurs de ces travaux. Les pistes d'amélioration possibles et les perspectives sont finalement présentées.

Chapitre I.
Alliages et procédés de mise en forme étudiés

I.1 Introduction

Cette étude s'intéresse à la mise en forme d'alliages d'aluminium basse densité pour des applications aéronautiques. Deux alliages légers fournis par CONSTELLIUM, sont considérés : un matériau déjà commercialisé et un autre en cours de développement correspondant, respectivement aux références 2050 et AW551. Deux procédés de mise en forme sont envisagés : l'emboutissage poinçon/matrice à haute température (*Hot Forming)*) ainsi que la mise en forme par fluage (*Creep Forming).*

Dans ce chapitre, sont présentés d'une part, les principales caractéristiques des alliages étudiés (composition chimique, microstructure, caractéristiques thermiques et mécaniques), et d'autre part les principes de chaque procédé de mise en forme (tout en soulignant leurs avantages et inconvénients). Le panneau de fuselage qui sert de cas type à cette étude est ensuite présenté, en termes de fonctions, de formes génériques et de conditions thermomécaniques de formage.

I.2 Les matériaux étudiés

I.2.1 L'alliage d'aluminium 2050

L'alliage 2050 est un alliage léger à basse densité de la famille des Aluminium-Cuivre-Lithium. Sa composition chimique est donnée dans le Tableau I-1. Ses applications actuelles concernent essentiellement le domaine aéronautique. De par ses propriétés mécaniques il se positionne comme une solution intéressante pour la fabrication de panneaux de fuselage usinés dans la masse à partir de tôles fortes (METAFOR, 2012).

L'alliage 2050 est un produit semi-fini obtenu par laminage sous forme d'une tôle de forte épaisseur (40 mm), à l'état T34 (mis en solution, trempe, écrouissage à 4% et revenu). Les essais mécaniques réalisés dans le cadre de cette étude ont été réalisés sur la base de cet état métallurgique.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zr	Li	Ag
<0.08	<0.1	3.2-3.9	0.2-0.5	0.2-0.6	0.06-0.14	0.7-0.13	0.2-0.7

Tableau I-1 : Composition chimique de l'alliage 2050 (en %m)

I.2.1.1 Microstructure et Texture de l'alliage 2050-T34

La microstructure de l'alliage 2050-T34 est montrée en Figure I-1. Celle-ci est obtenue en observant au microscope optique trois faces d'un cube de matière ($40mm^3$). Chaque face correspond à un plan de laminage (TC-TL, TL-L et TC-L, avec L la direction de laminage) et a été polie puis attaquée au réactif de Keller (95% H2O, 2.5% HNO3, 1.5%HCL et 1% HF dilué, en % volumique).

Quelle que soit la face considérée, une microstructure constituée de grains non recristallisés (couleur foncée) et de grains recristallisés (couleur claire) est mise en évidence. Celle-ci présente aussi des grains fortement déformés dans le sens du laminage (Plans TC-TL et TC-L).

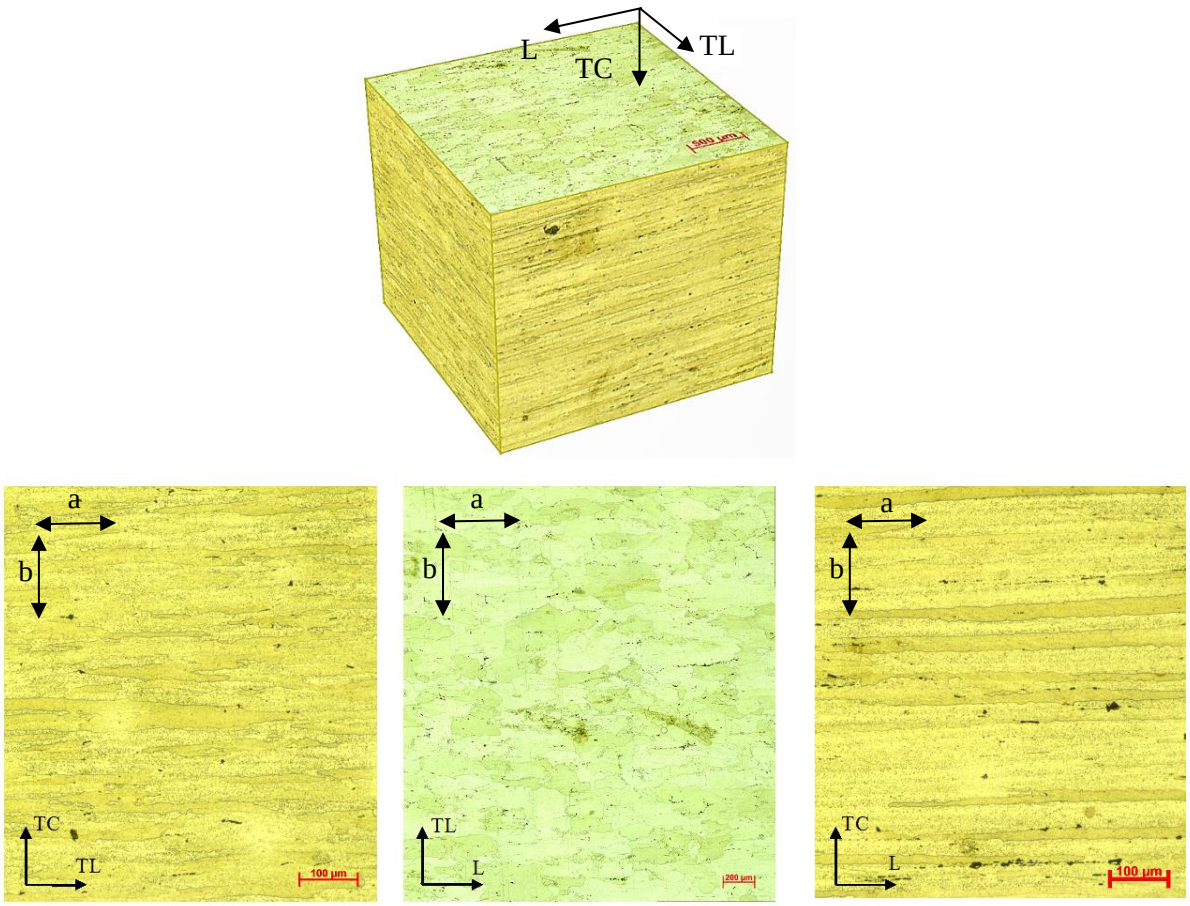


Figure I-1 : Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage 2050-T34

Le Tableau I-2 récapitule la longueur (direction notée (a) sur la Figure I-1) moyenne ainsi que la largeur (direction notée (b) sur la Figure I-1) moyenne des grains, déterminées en utilisant la procédure d'interception linéaire (Heyn, 1903). Un ratio (longueur/largeur) d'environ 7.6, 12.8 et 2.1 est trouvé dans le plan, respectivement, TC-TL, TC-L et TL-L.

	Plan TC-TL	Plan TL-L	Plan TC-L
Longueur moyenne (µm)	334	276	423
Largeur moyenne (µm)	44	125	33

Tableau I-2 : Taille des grains de l'alliage d'aluminium 2050-T34

L'évolution de la texture cristallographique de l'alliage suivant son épaisseur est étudiée grâce à des mesures par Diffraction des Rayons X (Bunge, 1982) afin de vérifier si le matériau présente un caractère hétérogène. Cette méthode ne fournit toutefois qu'une information superficielle sur les orientations préférentielles de la microstructure.

La détermination de la texture cristallographique par DRX[1] est une méthode qui utilise un faisceau de rayons X impactant le cristal et provoquant la dispersion du faisceau lumineux dans des directions spécifiques. Par la mesure des angles et de l'intensité des rayons réfractés, il est possible d'obtenir une image tridimensionnelle de la densité électronique dans le cristal. À partir de cette densité, la position moyenne des atomes du cristal peut être déterminée, ainsi que leurs liaisons chimiques, leur entropie et d'autres informations. Pour un polycristal, il est possible de mesurer, par des figures de pôles, la distribution des normales d'une famille de plans cristallographiques {hkl}. Les figures de pôles sont obtenues en plaçant un échantillon du polycristal dans un goniomètre de diffraction pour lequel le détecteur est positionné de sorte à vérifier les conditions de diffraction correspondant à une famille de plans préalablement choisie ({111}, {200} et {220}).

[1] DRX : Diffractométrie de Rayons X

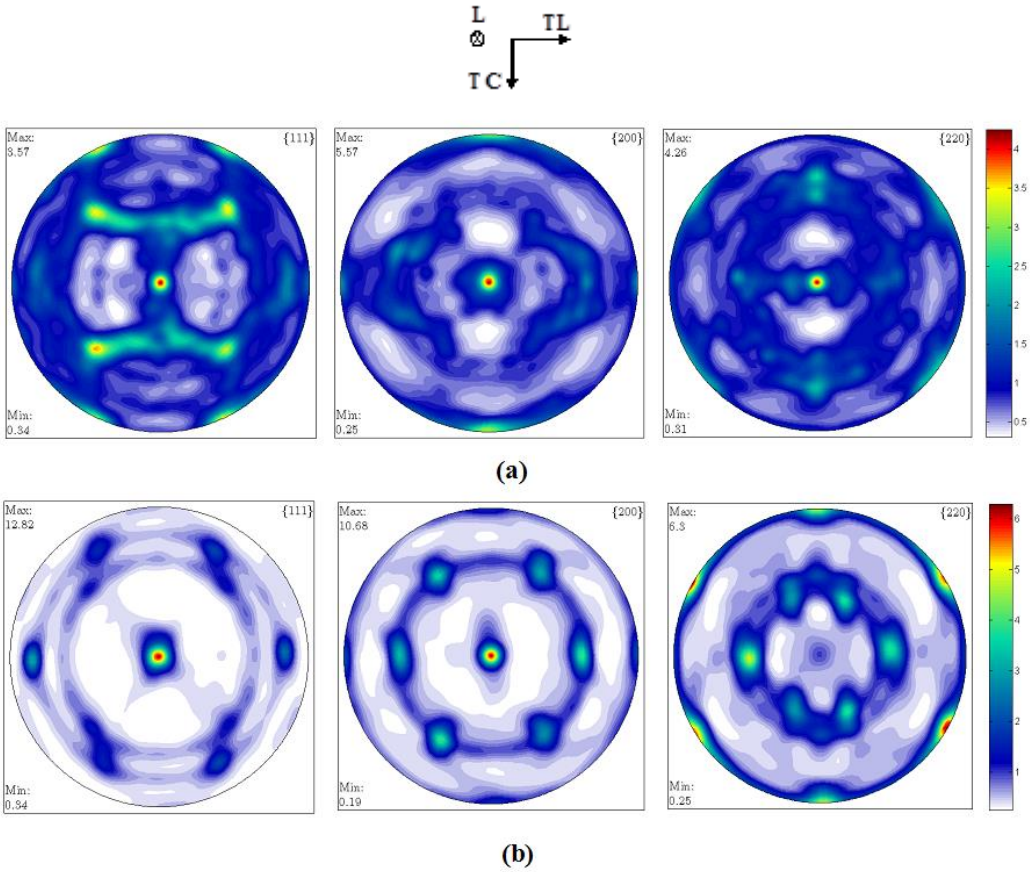


Figure I-2 : Figures de pôles obtenues pour l'alliage d'aluminium 2050-T34 : (a) ¼ de la tôle et (b) ½ de la tôle

Dans le cas présent, trois positions selon l'épaisseur ont été analysées : ¼, ½ et ¾ de la tôle. La zone analysée, représente une taille de 4 mm² et est située sur le plan défini par les directions TC et TL. Les résultats obtenus sont montrés en Figure I-2. Une texture cristallographique identique est observée au quart et aux trois quarts de l'épaisseur la tôle. Une texture différente apparait, par contre, sur la ligne médiane. Cette différence de texture devrait engendrer un comportement mécanique différent (Cho, et al., 1999) suivant la zone sollicitée dans l'épaisseur de la tôle.

I.2.1.2 Principales caractéristiques de l'alliage 2050-T34 à température ambiante

Le Tableau I-3 fournit les principales caractéristiques mécaniques normalisées de l'alliage 2050 à température ambiante. La normalisation a été réalisée en divisant chaque donnée par la valeur correspondante à un alliage type de la série 2xxx.

Il est possible de remarquer que l'ajout de lithium dans un alliage d'aluminium cuivre permet d'avoir de meilleures caractéristiques mécaniques et une densité plus faible (diminution de 3%) en les comparants avec l'alliage de référence. Une diminution de 5% de l'allongement à la rupture est aussi constatée, avec, bien évidemment, une augmentation de 11% et de 15%, respectivement, de la limite d'élasticité et de la contrainte à la rupture.

Module d'Young normalisé $E/E_{réf}$	Densité normalisée $\rho/\rho_{réf}$	Limite élastique $R_{p0.2}/R_{p0.2réf}$	Contrainte à rupture $R_m/R_{réf}$	Allongement à rupture $A/A_{réf}$
0.98	0.97	1.13	1.18	0.95

Tableau I-3 : Propriétés mécaniques normalisés de l'alliage 2050-T34 à température ambiante

Une mesure de micro-dureté Vickers (HV0.2) dans l'épaisseur de la tôle à l'état T34 a été également réalisée. La Figure I-3 illustre l'évolution de cette grandeur, normalisée par la micro-dureté moyenne, en fonction de la distance avec le bord de la tôle (0 µm). La micro-dureté évolue peu selon l'épaisseur de la tôle avec une variation de seulement 6% par rapport à la valeur moyenne.

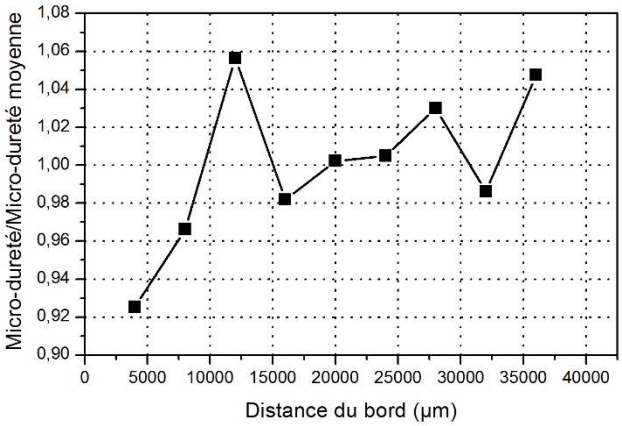


Figure I-3 : Évolution de la micro-dureté normalisée en fonction de l'épaisseur dans la tôle en 2050

I.2.1.3 Evolution du module d'Young en fonction de la température

Afin d'étudier l'influence de la température sur le module d'élasticité longitudinal du matériau, des mesures reposant sur la théorie des ondes mécaniques dans les solides ont été réalisées chez Aurock.

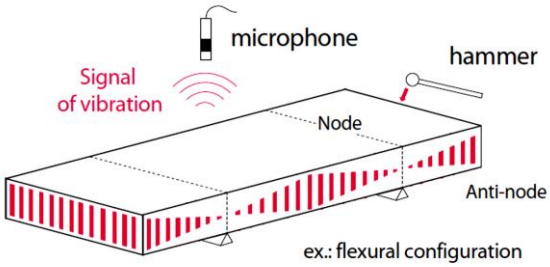


Figure I-4 : Principe de la mesure fréquentielle du module d'Young

Comme le montre la Figure I-4, une impulsion est donnée à l'échantillon à l'aide d'un marteau. L'échantillon vibre à sa fréquence de résonnance. Cette fréquence sera caractéristique des points d'appui mécanique de l'éprouvette, de sa géométrie et de ses propriétés élastiques. Le module d'Young est déduit à partir de la fréquence de résonance f_f du 1er mode propre à l'aide de l'équation I.1. Les mesures ont été réalisées pendant les phases de chauffage et de refroidissement de l'échantillon.

$$E = 0.9465\left(\frac{m\, f_f^{\,2}}{\omega}\right)\left(\frac{L}{t}\right)^3\left(1+6.858\left(\frac{t}{L}\right)^2\right) \qquad (\text{I.1})$$

Avec m la masse de l'échantillon, f_f la fréquence de résonnance en flexion, w la largeur de l'éprouvette, L sa longueur et t son épaisseur.

La Figure I-5 montre l'évolution du module d'Young normalisé en fonction de la température. La normalisation a été effectuée en divisant le module d'Young par sa valeur à température ambiante ($E_{réf}$).

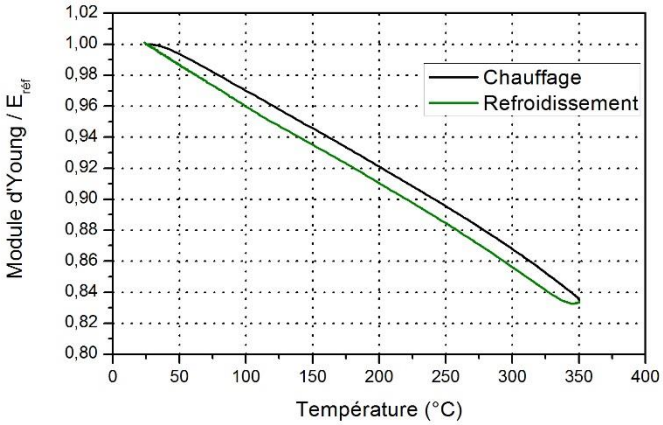


Figure I-5 : Évolution du module d'Young normalisé en fonction de la température

Une diminution de 16.5% de sa valeur a été constatée lorsque la température passe de 25 à 350°C. L'évolution du module d'Young en fonction de la température est quasiment la même dans les deux cas : chauffage et refroidissement.

I.2.1.4 Sensibilité de l'alliage 2050-T34 au durcissement structural

L'alliage 2050 est un alliage à durcissement structural par précipitation (alliage trempant). Le durcissement structural est obtenu en trois étapes (Dubost & Sainfort, 1991) : mise en solution, trempe, maturation et revenu. Des traitements thermiques de revenu ont permis de vérifier le comportement structural de cet alliage produit à l'état T34.

Des échantillons de 1cm^3 ont subi ces traitements avec différents temps de maintien à la température de revenu (150°C). Une mesure de dureté Vickers (HV20) a ensuite été effectuée avec une pointe pyramidale normalisée de base carrée. Comme le montre la Figure I-6, la dureté augmente continument jusqu'à atteindre sa valeur maximale au bout de douze heures. Cette évolution est liée à la germination et à la croissance des précipités au sein de l'alliage.

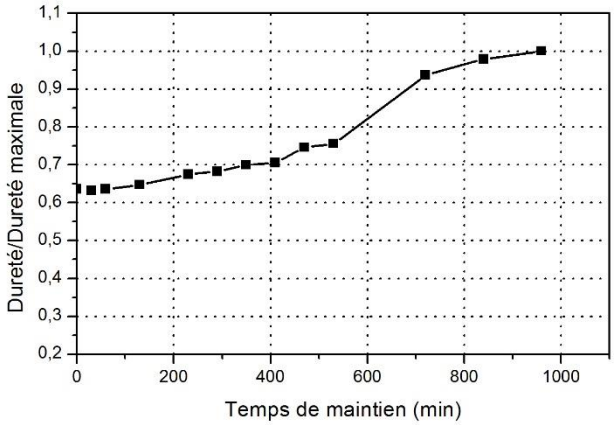


Figure I-6 : Evolution de la dureté normalisée en fonction du temps de revenu

I.2.2 L'alliage d'aluminium AW551

L'alliage AW551 est un alliage à très basse densité appartenant à la famille des Aluminium-Magnésium-Lithium. Sa composition chimique est fournie en Tableau I-4. Il est en cours de développement chez CONSTELLIUM et, à ce jour, les performances, en termes de mise en forme à haute température de cette famille d'alliages, sont assez mal connues (METAFOR, 2012).

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Li	Zr
0.02-0.2	0.02-0.2	≤ 0.5	≤ 0.5	4.0-5.0	≤ 0.5	1.0-1.6	0.05-0.15

Tableau I-4 : Composition chimique de l'alliage AW551 (en %m)

L'alliage AW551 est produit sous forme d'une tôle de faible d'épaisseur 2 mm et d'une tôle forte d'épaisseur 40 mm, à l'état T3 (mis en solution, trempe, écrouissage et revenu). Les essais mécaniques de caractérisation ont été réalisés à cet état métallurgique sur des éprouvettes de faible épaisseur et les essais de traitements thermiques ont été effectués sur les tôles de forte épaisseur.

I.2.2.1 Microstructure de l'alliage AW551-T3

La microstructure de l'alliage AW551-T3 est montrée en Figure I-7. Celle-ci est obtenue en observant au microscope optique trois faces d'un cube de matière (40mm^3). Chaque face correspond à un plan de laminage (TC-TL, TL-L et TC-L, avec L la direction de laminage) et a été polie puis attaquée. Une attaque électrochimique de Barker a été réalisé durant 60s avec une tension de 6 volts à l'aide de la machine « Polisec c20 ».

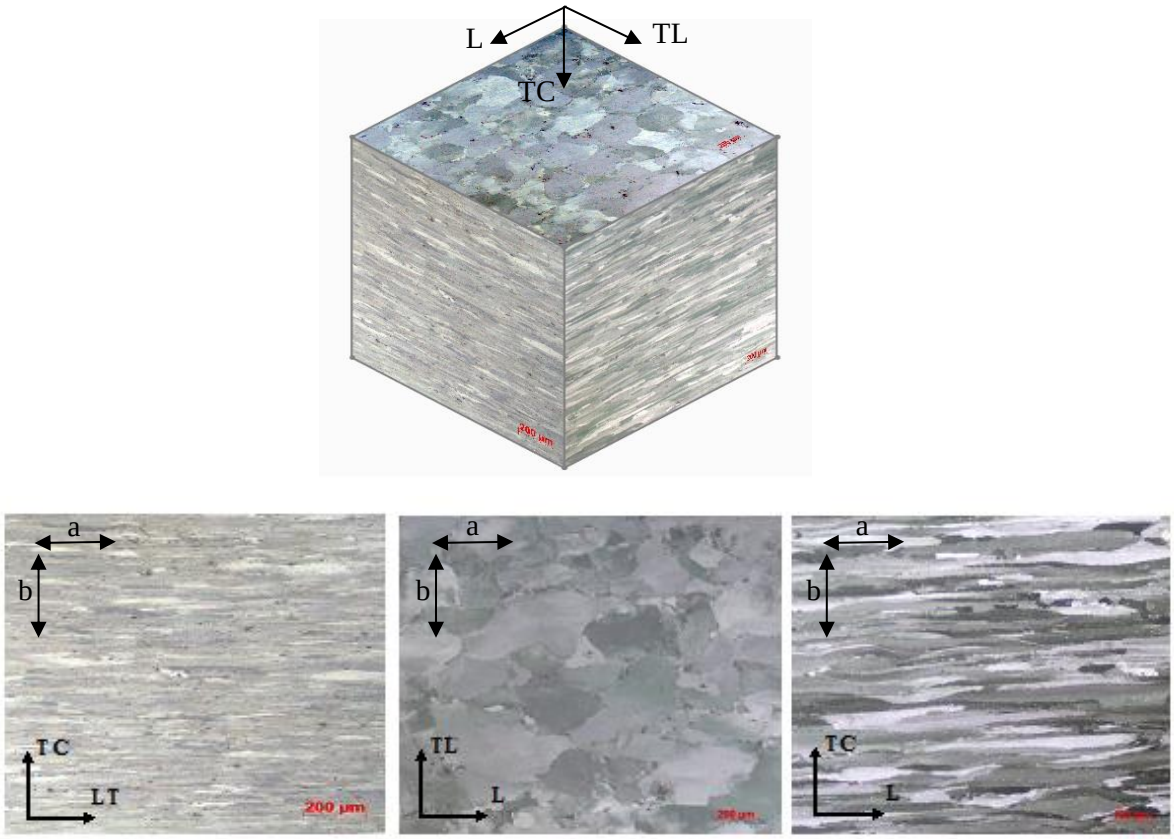


Figure I-7 : Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage AW551-T3

L'alliage AW551-T3 présente une microstructure similaire à celle de l'alliage 2050-T34, mais avec des grains de taille différente. La longueur (a) et la largeur (b) moyenne des grains ont été mesurées sur les trois plans de laminage (Tableau I-5) avec la procédure d'interception linéaire (Heyn, 1903). La microstructure présente des grains fortement déformés dans le sens du laminage (Plan TC-TL et TC-L) comme dans le cas de l'autre alliage. Un ratio (longueur/largeur) d'environ 9.7, 28.2 et 1.6 est trouvé dans le plan, respectivement, TC-TL, TC-L et TL-L.

	Plan TC-TL	Plan TL-L	Plan TC-L
Longueur moyenne (µm)	205	189	169
Largeur moyenne (µm)	21	113	16

Tableau I-5 : Taille des grains de l'alliage d'aluminium AW551

I.2.2.2 Principales caractéristiques de l'alliage AW551-T3 à température ambiante

Le Tableau I-6 récapitule les principales caractéristiques mécaniques normalisées de l'alliage AW551 à température ambiante. La normalisation a été réalisée en divisant chaque donnée par la valeur correspondante d'un alliage type de la série 5xxx.

Il est de nouveau possible de remarquer que l'ajout de lithium dans un alliage d'aluminium magnésium permet d'avoir de meilleures caractéristiques mécaniques (augmentation de la limite d'élasticité et de la contrainte à la rupture) et une densité plus faible (une diminution de 5%) en les comparants avec l'alliage de référence. Une diminution de 56% de l'allongement à la rupture a été constatée.

Module d'Young normalisé $E/E_{réf}$	Densité normalisée $\rho/\rho_{réf}$	Limite élastique $R_{p0.2}/R_{p0.2réf}$	Contrainte à rupture $R_m/R_{réf}$	Allongement à rupture $A/A_{réf}$
1.17	0.95	2.59	1.78	0.43

Tableau I-6 : Propriétés mécaniques normalisés de l'alliage AW551 à température ambiante

I.2.2.3 Évolution du module d'Young de l'alliage AW551-T3 avec la température

L'évolution du module d'Young avec la température est étudiée en appliquant le même principe que celui utilisé pour l'alliage d'aluminium 2050. La Figure I-8 montre l'évolution du module d'Young normalisé en fonction de la température. La normalisation a été effectuée en divisant le module d'Young par sa valeur à température ambiante ($E_{réf}$).

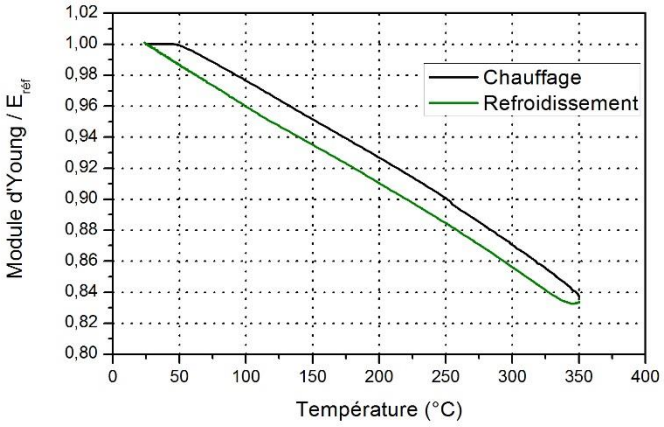


Figure I-8 : Évolution du module d'Young normalisé de l'alliage AW551 en fonction de la température

Une diminution de 17.4% de sa valeur a été constatée lorsque la température passe de 25 à 350°C. L'évolution du module d'Young en fonction de la température est quasiment identique dans les deux cas : chauffage et refroidissement.

I.2.2.4 Sensibilité de l'alliage AW551-T3 à un traitement thermique

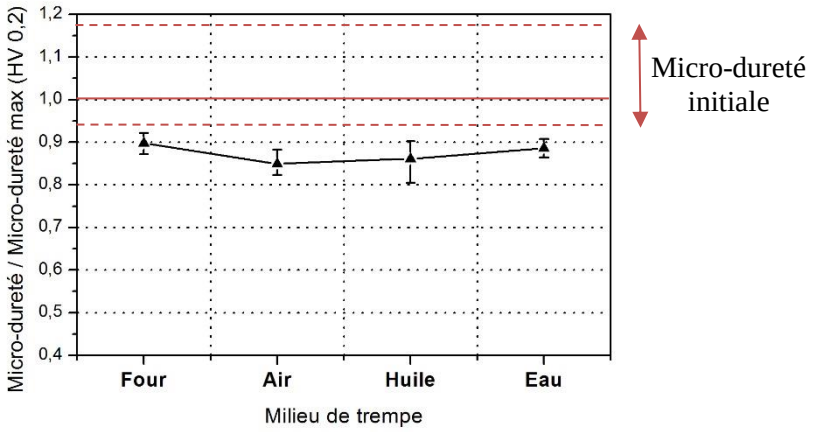


Figure I-9 : Évolution de la micro-dureté moyenne normalisée en fonction de milieux de trempe

Les alliages de la série 5xxx ne sont théoriquement pas trempant et peuvent donc être trempés à l'air après mise en forme à haute température (c.-à-d. à leur température de mise en solution). Toutefois, l'ajout de lithium peut affecter la réponse de l'alliage à la trempe.

Afin de vérifier ce point, des essais de mise en solution (350°C – 2h) puis trempe dans différents milieux ont été réalisés sur des échantillons cubiques (4 cm^3). Une mesure de micro-dureté Vickers (HV0.2) a été effectuée avec une pointe pyramidale normalisée de base carrée sur les échantillons trempés. La Figure I-9 représente la valeur moyenne normalisée de la micro-dureté obtenue avec les différents milieux de trempe. Les milieux de trempe considérés sont : l'eau, l'huile, l'air et un refroidissement contrôlé dans un four. Il est possible de constater que :

- La dureté de l'alliage AW551 avant traitement thermique demeure la plus importante. En effet, avant traitement, le matériau est à l'état T3 donc écroui.
- La mise en solution de l'alliage permet d'effacer l'historique thermo-mécanique préalablement subie par l'alliage, ce qui se traduit par une dureté plus faible que l'état initial.
- Quel que soit le milieu de trempe utilisé, le niveau de dureté obtenu après trempe demeure relativement similaire.

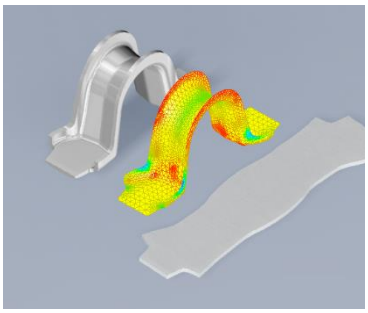
Ainsi, malgré l'ajout de lithium, l'alliage AW551 semble demeurer trempable à l'air.

I.3 Les procédés de mise en forme

I.3.1 Mise en forme par emboutissage

L'emboutissage est un procédé de mise en forme des tôles qui permet d'obtenir des formes complexes non développables. Ce type de géométrie ne peut pas être mis à plat et comporte une courbure selon deux directions. Il permet de fabriquer, entre autres, des pièces pour l'aéronautique (comme illustré en Figure I-10a), pour l'automobile (Figure I-10b) et pour les appareils électroménagers (Figure I-10c).

Il existe trois catégories de procédés d'emboutissage : l'emboutissage à froid, à mi-chaud et à chaud (*Hot Forming*). Ils se différencient par la température à laquelle est réalisée l'opération de mise en forme, soit, pour des températures, respectivement, inférieures à $0{,}3T_F$, comprises entre $0{,}3T_F$ et $0{,}5T_F$ et supérieures à $0{,}5T_F$ (où T_F représente la température de fusion).



(a) (TopSolid, 2015)

(b) (ArcelorMittal, 2006)

(c) (ADIAMIX, 2002)

Figure I-10 : Exemples de pièces obtenues par emboutissage

I.3.1.1 Principe

Le principe est basé sur la déformation plastique du matériau avec un poinçon et une matrice. Il se pratique à l'aide de presses de forte puissance munies d'outillages spéciaux qui comportent, par principe, trois éléments :

- une matrice, en creux, qui épouse la forme extérieure de la pièce à réaliser ;
- un poinçon, en relief, qui épouse la forme intérieure de la pièce à réaliser ;
- un serre-flan autour du poinçon, qui applique une pression sur les bords de la tôle, permettant le maintien de ces-derniers en contact avec les bords de la matrice.

L'opération d'emboutissage repose sur 3 étapes principales (Figure I-11) :

- <u>Etape 1 :</u> Mise en position de la tôle, suivie d'un chauffage éventuel jusqu'à la température de mise en forme.
- <u>Etape 2 :</u> Mise en place du serre-flan et descente du poinçon à une vitesse de consigne. La descente du poinçon assure la déformation plastique de la tôle jusqu'au remplissage complet de la matrice.
- <u>Etape 3 :</u> Maintien éventuel du poinçon en position pour relaxer les contraintes puis remontée du poinçon et du serre-flan afin d'éjecter la pièce. Lors de la remontée du poinçon, un phénomène de retour élastique peut intervenir.

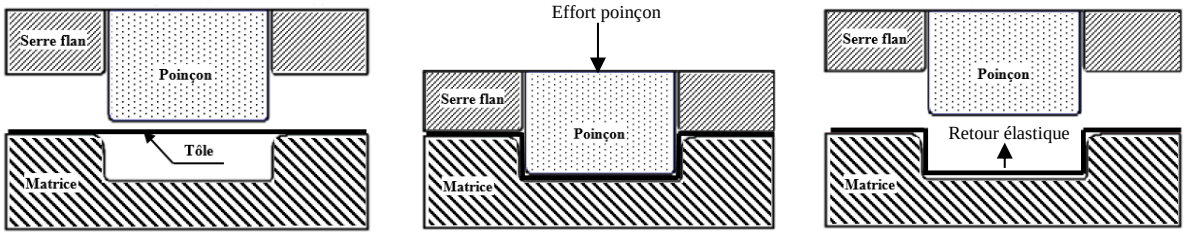


Figure I-11 : Procédé de mise en forme par emboutissage

I.3.1.2 Avantages et inconvénients du procédé d'emboutissage

Ce type de procédé de mise en forme permet d'obtenir des pièces très variées avec un bon état de surface à partir des tôles minces et épaisses. Le polissage est alors moins coûteux et le travail de finition est beaucoup moins important. Il assure aussi une cadence de production très élevées (Hami, et al., 2013).

Le problème majeur de ce procédé réside dans les contraintes résiduelles développées au sein du matériau au cours de la mise en forme. Ces contraintes provoquent un retour élastique important qui produit une différence entre la forme de la pièce voulue et celle de la pièce obtenue. Par conséquent la maîtrise des paramètres matériau/procédé permet de garantir l'intégrité des pièces fabriquées. Une des solutions consiste à réaliser une étape de relaxation après mise en forme et avant démoulage afin de diminuer le niveau des contraintes internes et contrôler le retour élastique.

I.3.2 Mise en forme par fluage

La mise en forme par fluage (*Creep Forming*) permet de combiner une opération de mise en forme avec une ou plusieurs étapes de traitement thermique. Cette option a pour avantages de simplifier la gamme de fabrication et d'augmenter la formabilité des pièces. Cette mise en forme peut être envisagée pendant le revenu (entre 150°C à 200°C) ou alors pendant la mise en solution (entre 300°C et 400°C) pour les alliages qui se trempent à l'air (ce qui correspond au cas des alliages étudiés) (METAFOR, 2012).

I.3.2.1 Principe

Ce procédé comprend généralement trois étapes principales (Figure I-12) :

- Étape 1 : Positionnement de la tôle sur la matrice ainsi que de la membrane polymère (qui assure l'étanchéité) et chauffage de l'ensemble jusqu'à une température spécifique. Cette température peut correspondre à une température de mise en solution ou à une température de revenu.
- Etape 2 : Déformation de la tôle jusqu'à ce que celle-ci épouse la forme de la matrice puis maintien pendant un temps donné en température. La déformation de la tôle peut être réalisée par trois méthodes différentes. Soit en appliquant du vide entre la tôle et la matrice, soit en exerçant une pression de gaz sur la face supérieure de la tôle ou bien en utilisant les deux méthodes simultanément. Le maintien en température après mise en forme permet de relaxer les contraintes et de générer des changements microstructuraux éventuels et propres à l'alliage utilisé (telle que la précipitation).
- Etape3 : Refroidissement de la tôle et démoulage de la pièce. Un retour élastique peut intervenir conduisant à une forme finale entre la forme non déformée et celle déformée.

Ainsi, au cours de la mise en forme, le fluage du matériau intervient principalement lors de l'étape 2 du process. En effet, du fluage (ou relaxation) intervient lors du maintien en température. Qui plus est, si une pression constante est exercée sur la tôle lors de sa déformation, celle-ci se met en forme en fluant.

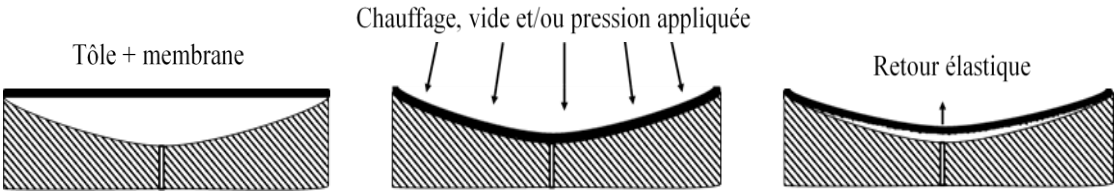


Figure I-12 : Procédé de mise en forme par fluage

I.3.2.2 Avantages et inconvénients

Ce type de procédé de mise en forme présente de nombreux avantages par rapport aux autres procédés conventionnels de mise en forme. En effet, les états de contraintes générés par la mise en forme sont inférieurs à la limite d'élasticité de l'alliage. Ils induisent donc des niveaux plus faibles de contraintes résiduelles au sein de la tôle permettant en fin de mise en forme de limiter le retour élastique.

La qualité des pièces produites est ainsi nettement améliorée. La probabilité de formation de fissures qui engendrent des instabilités plastiques ou de rupture (Holman, 1989) est diminuée. La résistance à la fatigue et la stabilité de la forme des pièces sont renforcées (Holman, 1989) et (A.W.Zhu & Jr., 2001)). Ce procédé qui combine une opération de mise en forme avec un traitement thermique induit des évolutions de la microstructure qui augmentent la résistance des alliages.

Les gammes de production des pièces sont simplifiées, permettant ainsi de réduire les coûts de fabrication (Holman, 1989) et (Zeng, et al., 2008). Mais ce type de combinaison de procédés est limité aux familles de matériaux présentant un durcissement structural comme les alliages d'aluminium de la série 2xxx, 6xxx et 7xxx (D.Bakavos, et al., 2004) et augmente considérablement le temps de fabrication d'une seule pièce.

I.4 Le cas type de pièce étudiée dans le cadre du projet METAFOR

Le projet METAFOR s'intéresse à la mise en forme à chaud de la pointe avant du fuselage des AIRBUS A320 et A350. La pièce étudiée est une partie de la casquette double courbure représentée en Figure I-13. Elle est définie par une surface gauche de 0.55 m² (550 mm x1000 mm) présentant un ratio de 2.8 entre les deux rayons de courbure.

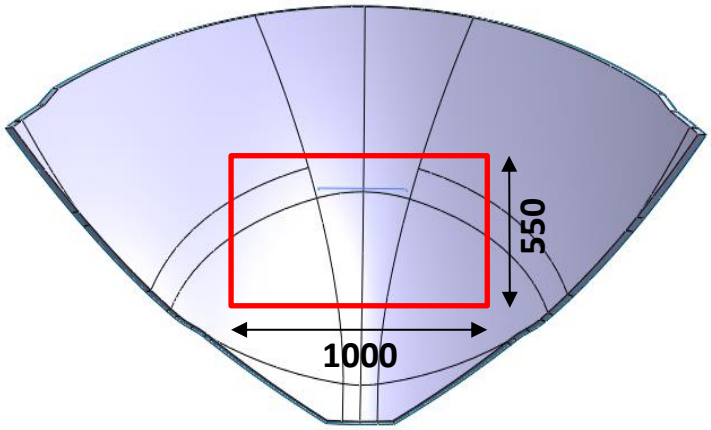


Figure I-13 : Partie de la casquette double courbure

Sur ce type de pièce, des raidisseurs sont nécessaires dans le but d'augmenter sa résistance au flambement et de retarder sa fissuration en fatigue. Deux approches sont adoptées dans ces travaux pour la fabrication de ce prototype (Figure I-14). La première consiste à mettre en forme une tôle de forte épaisseur et à usiner par la suite dans la masse les raidisseurs. Cela permet de réduire les coûts d'assemblage et l'intégration de fonctions de sous-raidissement. La deuxième approche repose sur la mise en forme d'une tôle mince suivie d'une opération de soudage des raidisseurs.

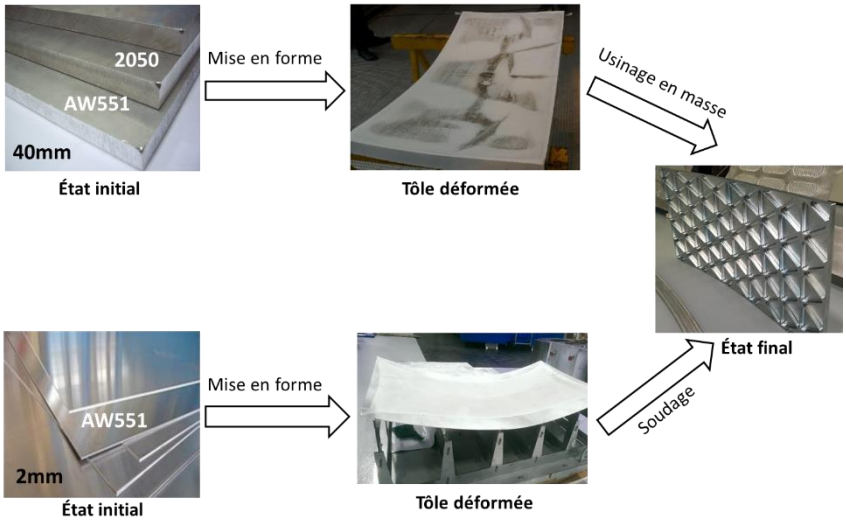


Figure I-14 : Approches adoptées pour la fabrication de la pièce prototype

Chacune des approches détaillées ci-dessus conduit à l'utilisation d'un procédé de mise en forme différent et adapté à l'épaisseur initiale de la tôle. Le procédé d'emboutissage est utilisé pour la mise en forme de tôles de forte épaisseur (40 mm) tandis que le procédé de formage au fluage est utilisé pour la mise en forme de tôles de faible épaisseur (2mm). Pour les tôles de forte épaisseur, les deux alliages (2050 et AW551) sont considérés alors que, dans le cas des tôles de faible épaisseur, seul l'alliage AW551 est considéré.

Les températures de mise en forme utilisées sont adaptées à chaque alliage. L'alliage 2050 est mis en forme à sa température de revenu (soit 150°C) afin d'assurer pendant sa mise en forme le durcissement par précipitation. Un maintien en température d'une durée suffisante est réalisé après mise en forme pour assurer le durcissement, ce qui conduit à une relaxation des contraintes et par conséquent à une diminution du retour élastique. L'alliage AW551 est mis en forme à sa température de mise en solution (soit 350°C), ce qui permet de diminuer les efforts de formage et, par conséquent, de limiter le retour élastique. L'utilisation d'une température aussi élevée pour le formage au fluage nécessite d'ailleurs l'adaptation du process classiquement utilisé (cf. chapitre 6).

Dans tous les cas, les tôles ne sont pas bridées et sont simplement posées sur la matrice à double courbure.

Chapitre II.
État de l'art : le comportement des matériaux et leur modélisation

Lors de leur mise en forme, les matériaux peuvent activer, en fonction des modes de chargement mis en jeu, plusieurs types de comportements : élasticité, viscoélasticité, plasticité, viscoplasticité, endommagement… Chaque comportement est associé à des phénomènes physiques particuliers et peut être décrit par des modèles mathématiques spécifiques.

Dans ce chapitre, les principaux comportements activés lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium sont exposés. Une synthèse des modèles applicables à cette famille d'alliage est également réalisée pour les différents comportements présentés. Les approches et modèles adoptés pour répondre aux objectifs de ces travaux de thèse sont exposés en fin de chapitre.

II.1 L'élasticité

Les matériaux métalliques, soumis à des sollicitations thermomécaniques, se déforment suivant deux modes : une déformation réversible dite élastique et une déformation irréversible dite plastique.

L'origine microscopique de la déformation élastique repose sur un déplacement des atomes hors de leur position d'équilibre et un retour de ceux-ci dans leur position initiale à l'arrêt de la sollicitation. Macroscopiquement, le comportement élastique d'un matériau métallique est généralement décrit par la loi de Hooke qui exprime le tenseur des contraintes comme une fonction linéaire du tenseur des déformations. Il est ainsi possible d'écrire les relations suivantes :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon} \text{ ou encore : } \sigma_{ij} = C_{ijkl} . \varepsilon_{kl} \qquad \text{(II.1)}$$

Avec : $\boldsymbol{\sigma}$ le tenseur des contraintes, **C** la matrice d'élasticité, $\boldsymbol{\varepsilon}$ le tenseur des déformations, σ_{ij} les éléments du tenseur des contraintes, ε_{kl} les éléments du tenseur des déformations et C_{ijkl} les éléments de la matrice d'élasticité.

En utilisant l'hypothèse d'isotropie élastique, qui est généralement considérée pour les matériaux métalliques, la matrice d'élasticité s'écrit comme suit :

$$[C] = \begin{bmatrix} \lambda+2\mu & \lambda & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda+2\mu & \lambda & 0 & 0 & 0 \\ \lambda & \lambda & \lambda+2\mu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \mu & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \end{bmatrix} \qquad \text{(II.2)}$$

Avec : λ le coefficient de Lamé et μ le module d'élasticité transversale. Soit :

$$\boldsymbol{\sigma} = \lambda \, \mathrm{tr}(\boldsymbol{\varepsilon}) \boldsymbol{I} + 2\mu \boldsymbol{\varepsilon} \qquad \text{(II.3)}$$

Il est possible d'inverser cette équation pour obtenir :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2\mu} \boldsymbol{\sigma} - \frac{\lambda}{2\mu(3\lambda+2\mu)} tr(\boldsymbol{\sigma}) \boldsymbol{I} \qquad \text{(II.4)}$$

Avec $$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \text{ et } \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \qquad \text{(II.5)}$$

II.2 La plasticité

La mise en forme des matériaux est conditionnée par leur aptitude à se déformer plastiquement. L'origine microscopique de la plasticité peut être multiple mais est globalement gouvernée par le mouvement, la création et le blocage de dislocations. Il existe trois types de dislocation (Figure II-1) : les dislocations vis, les dislocations coins et les dislocations mixtes, chacune correspondant à un défaut d'empilement du réseau cristallin. La déformation plastique prend place lorsqu'une valeur critique d'énergie capable de mettre en mouvement ces dislocations est atteinte.

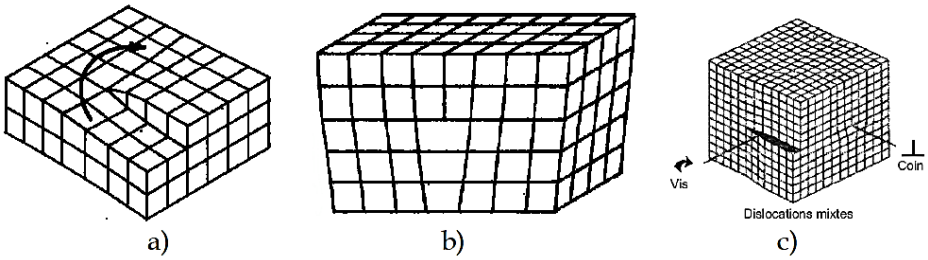


Figure II-1 : Types de dislocations : a) Vis, b) Coin et c) Mixte (Gildemyn, 2008)

Généralement, les matériaux métalliques sont considérés plastiquement incompressible et la déformation plastique est iso-volume, ce qui revient à négliger l'influence de la contrainte hydrostatique dans le comportement. C'est pourquoi dans les expressions, le tenseur des contraintes de Cauchy $\boldsymbol{\sigma}$ est remplacé par le déviateur des contraintes $\mathbf{S}$. Ce dernier est défini par :

$$\mathbf{S} = \boldsymbol{\sigma} - \frac{1}{3} J_1 \mathbf{I} \tag{II.6}$$

Où J_1 est le premier invariant homogène du tenseur des contraintes :

$$J_1 = tr(\boldsymbol{\sigma}) = 3\sigma_H \tag{II.7}$$

Avec σ_H la contrainte hydrostatique.

Toutefois, la mise en forme de produits minces se fait généralement à partir de tôles obtenues suite à une opération de laminage, ce qui tend à générer une anisotropie au sein du matériau. L'anisotropie est définie comme étant une dépendance des caractéristiques à la direction de sollicitation.

Un autre phénomène qui apparaît après déformation plastique est le retour élastique. Il peut être définie comme étant la déformation élastique d'une pièce après déchargement sous l'action des contraintes internes.

II.2.1 Transition élasticité/plasticité : les critères d'écoulement plastique

Les critères de plasticité permettent de décrire la transition entre le domaine élastique et le domaine plastique. Ils délimitent le domaine d'élasticité pure dans l'espace des contraintes par une surface de charge définie par une fonction seuil *f*. A l'intérieur de ce domaine, généralement convexe, toute variation de contrainte n'engendre que des déformations élastiques. Sur la frontière de ce domaine, le comportement est élasto-plastique. L'évolution de la fonction seuil est régie par plusieurs conditions :

- $f < 0$: comportement élastique ;
- $f = 0$ et $\frac{df}{dt} = 0$: écoulement plastique ;
- $f = 0$ et $\frac{df}{dt} < 0$: décharge élastique.

Les critères tridimensionnels de modélisation de la limite d'écoulement plastique peuvent être isotropes comme anisotropes.

Parmi les critères isotropes, le critère de von Mises (Mises, 1913) est le plus fréquemment utilisé lors de la mise en forme par déformation plastique (Vautrot, 2012) (Gildemyn, 2008). C'est un critère que l'on qualifie d'énergétique dans la mesure où l'on considère que l'énergie de déformation élastique ne doit pas dépasser un certain seuil pour rester dans le domaine élastique. Il est défini par la fonction de charge suivante :

$$f(\sigma) = \sigma_{éq} - \sigma_e \qquad \text{(II.8)}$$

où σ_e est la limite élastique initiale du matériau et $\sigma_{éq}$ est la contrainte équivalente au sens de von Mises. Dans l'espace 3D des contraintes, la contrainte $\sigma_{éq}$ est donnée par l'équation (II.10). Elle se simplifie dans l'espace 2D des contraintes comme indiqué en équation (II.11).

$$\sigma_{éq} = \sqrt{3J_2} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij}\, S_{ij}} \qquad \text{(II.9)}$$

$$\sigma_{éq} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 + (\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + (\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 + 6\left(\sigma_{12}{}^2 + \sigma_{23}{}^2 + \sigma_{13}{}^2\right)\right]} \qquad \text{(II.10)}$$

$$\sigma_{éq} = \sqrt{\frac{1}{2}\left[(\sigma_1-\sigma_2)^2 + (\sigma_2-\sigma_3)^2 + (\sigma_3-\sigma_1)^2\right]} \qquad \text{(II.11)}$$

Le critère de von Mises est schématisé dans l'espace des contraintes principales par le cylindre de la Figure II-2, dont l'axe est constitué par ce qu'on pourrait appeler la trisectrice du trièdre (direction 1, 1, 1).

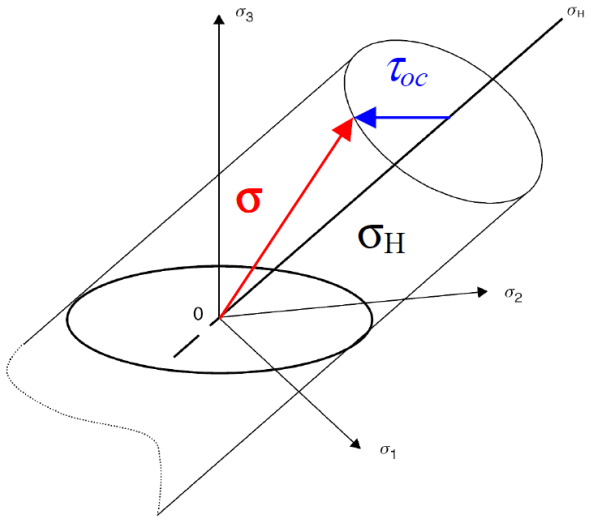


Figure II-2 : Représentation du critère de von Mises dans l'espace des contraintes principales

Dans le cas des matériaux représentant une anisotropie, comme pour les tôles issues du laminage, un critère anisotrope d'écoulement plastique est à privilégier afin de reproduire au mieux le comportement du matériau.

Il existe de nombreux critères anisotropes dont les principaux sont récapitulés dans le Tableau II-1. Une comparaison de ces critères y est présentée en s'appuyant sur plusieurs approches : (i) le nombre de paramètres à identifier ; (ii) l'aptitude à modéliser la réponse des alliages d'aluminium et (iii) la dimension du problème (2D ou 3D).

Critère de plasticité anisotrope	Nombre de paramètres	Dimension problème	Aptitude de prédiction			Références
			Mat.	σ_α	R_α	
Hill48	6	3D	2024-T3	+	- -	(Hill, 1948) et (Decultot, 2009)
			Al-Li	-	- -	
Hill90	4	2D	2024-T3	+	- -	(Hill, 1990)
			Al-Li	+	- -	
Hill90 modifié	6	2D	2024-T3	+ +	+	(Leacock, 2006)
			Al-Li	+	-	
			Al-Mg	+ +	+ +	
Barlat 91	5	3D	2024-T3	- -	+ +	(Barlat, et al., 1991) et (Decultot, 2009)
			Al-Li	- -	- -	
Barlat YLD2000-2d	8	2D	2090-T3	+ +	+	(Barlat, et al., 2003)
			6022-T4	+ +	+	
Barlat YLD2004-18p	18	3D	6111-T4	+ +	+ +	(Barlat, et al., 2005)
			2090-T3	+ +	+ +	
Barlat YLD2004-13p	13	3D	6111-T4	+	+	
			2090-T3	+	+	
Bron04	16	3D	2024-T3	+ +	+ +	(Karafillis & Boyce, 1993) et (Bron, 2004)
Hu2005	7	3D	2090-T3	+	+	(Hu, 2005)

Tableau II-1 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différents critères de plasticité anisotrope

Le premier critère anisotrope, proposé par Hill en 1948 (Hill, 1948), est une extension du critère isotrope de von Mises et il est donné par l'équation (II.12).

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2 + 2M(\sigma_{23})^2 + 2L(\sigma_{13})^2} - R_0 \qquad \text{(II.12)}$$

Où R_0 est la limite d'élasticité dans le sens de laminage (α=0°) et F, G, H, N, M et L sont des coefficients.

Dans le cas de contraintes planes, le critère s'écrit :

$$f = \sqrt{H(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 + F(\sigma_{22})^2 + G(\sigma_{11})^2 + 2N(\sigma_{12})^2} - R_0 \qquad \text{(II.13)}$$

Et il peut également se formuler en fonction de la contrainte appliquée σ_α qui dépend de la direction de sollicitation et de l'angle α formé par les repères d'essai et d'anisotropie :

$$f = \sigma_\alpha \sqrt{(H+G)\cos(\alpha)^4 + (F+H)\sin(\alpha)^4 + 2(N-H)\cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2} - R_0 \qquad \text{(II.14)}$$

En contraintes planes, quatre coefficients sont à déterminer (G, H, F et N), ils seront identifiés à partir des essais de traction.

La contrainte d'écoulement se définit comme la limite d'élasticité quand $f = 0$.

$$\sigma_\alpha = \frac{R_0}{\sqrt{(H+G)\cos(\alpha)^4 + (F+H)\sin(\alpha)^4 + 2(N-H)\cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2}} \qquad \text{(II.15)}$$

Le coefficient d'anisotropie se calcule à partir des vitesses de déformation plastique obtenues avec la règle d'écoulement suivante : $\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{pl} = \dot{\lambda}\frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}}$. L'expression de r_α s'écrit donc de la façon suivante :

$$r_\alpha = \frac{(G+4H+F-2N)\sin(\alpha)^2\cos(\alpha)^2 - H}{-G\cos(\alpha)^2 - F\sin(\alpha)^2} \qquad \text{(II.16)}$$

Deux méthodes existent pour calculer ces paramètres (pas de solution unique) :

- Utilisation des coefficients d'anisotropie r_0, r_{45} et r_{90}. Les quatre équations suivantes sont obtenues :

$$G+H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad G = \frac{1}{r_0+1} \quad F = \frac{H}{r_{90}} \quad N = \frac{(F+G)(2r_{45}+1)}{2} \qquad \text{(II.17)}$$

- Utilisation des limites d'élasticité σ_0, σ_{45}, σ_{90} et du coefficient d'anisotropie r_{45} permet d'obtenir les quatre équations suivantes :

$$H = -\frac{1}{2}\left[\left(\left(\frac{R_0}{\sigma_{45}}\right)^2 \times \frac{2}{r_{45}+1}\right) - \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2 - 1\right]$$

$$G+H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1 \quad F+H = \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2 \quad N = \frac{(F+G)(2r_{45}+1)}{2} \qquad \text{(II.18)}$$

Dans le cas des contraintes planes le tenseur des contraintes s'écrit de la façon suivante :

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_\alpha \cos^2(\alpha) & \sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha) \\ \sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha) & \sigma_\alpha \sin^2(\alpha) \end{pmatrix} \qquad \text{(II.19)}$$

La valeur de τ représente le cisaillement normalisé par la contrainte d'écoulement dans la direction 0° et est définie par l'équation suivante :

$$\tau = \frac{\sigma_{12}}{R_0} = \frac{\sigma_\alpha \cos(\alpha)\sin(\alpha)}{R_0} \qquad \text{(II.20)}$$

Un critère amélioré a également été proposé par Hill en 1990 (Hill, 1990). Mais, comme démontré dans les travaux de Nicolas Decultot (Decultot, 2009), ces deux critères ne prédisent pas correctement l'anisotropie des alliages d'aluminium.

Afin d'améliorer la prédiction de ce phénomène pour cette famille de matériau, Leacock (Leacock, 2006) a proposé une modification du critère de Hill90 en introduisant deux nouveaux paramètres. Toutefois, cette nouvelle approche n'est pas bien adaptée à tous les alliages d'aluminium (Leacock, 2006).

Barlat et al. ont, quant à eux, développé des critères de plasticité anisotrope propres aux alliages d'aluminium. La première version a été proposée en 1991 (Barlat, et al., 1991) et reprend la forme générale de l'équation de la surface de charge pour un matériau isotrope proposé par Hershey (Hershey, 1954) et Hosford (Hosford, 1972). Mais Decultot a montré que la méthode utilisée pour identifier les paramètres influence fortement la qualité de la prédiction. Une deuxième version, notée Yld96 (Barlat, et al., 1997), a été proposée en 1997 et s'inspire du critère de Barlat91 et comprend plus de paramètres afin de mieux contrôler l'anisotropie. Toutefois, Barlat et al. (Barlat, et al., 2003) ont fait mention de problèmes numériques dans le cas d'états de contraintes 3D rencontrés dans les travaux de Becker et Szabo (Becker, 1998) (Szabo, 2001).

Ces problèmes étaient principalement dus à la complexité de la formulation du critère et une troisième version (notée Yld2000-2d) présentant une formulation plus simple a été proposée. Elle est obtenue en réalisant deux transformations linéaires du déviateur de contrainte utilisé dans la fonction d'écoulement isotrope introduite par Hershey (1954) et Hosford (1972) en 2D. Elle montre une bonne précision dans la prédiction du comportement d'alliages d'aluminium de la série 2xxx et 6xxx (Barlat, et al., 2003).

Deux autres versions ont été proposées en 2004 (Barlat, et al., 2005) : le critère Yld2004-18P (obtenu à travers les deux transformations linéaires du déviateur de contrainte de la version précédente) et le critère Yld2004-13P (issue aussi d'une transformation linéaire, mais, avec une formulation isotrope différente de celle utilisée pour le critère Yld2004-18P). Ces deux critères ont été appliqués avec succès sur des alliages d'aluminium (2xxx et 6xxx) mais le nombre de paramètres à identifier est relativement conséquent.

Le critère de Barlat Yld2004-18P est donné par l'équation suivante :

$$\begin{aligned}\phi &= \phi(\Sigma) = \phi\left(\tilde{S}', \tilde{S}''\right) \\ &= \left|\tilde{S}_1' - \tilde{S}_1''\right|^a + \left|\tilde{S}_1' - \tilde{S}_2''\right|^a + \left|\tilde{S}_1' - \tilde{S}_3''\right|^a + \left|\tilde{S}_2' - \tilde{S}_1''\right|^a + \left|\tilde{S}_2' - \tilde{S}_2''\right|^a + \left|\tilde{S}_2' - \tilde{S}_3''\right|^a \\ &+ \left|\tilde{S}_3' - \tilde{S}_1''\right|^a + \left|\tilde{S}_3' - \tilde{S}_2''\right|^a + \left|\tilde{S}_3' - \tilde{S}_3''\right|^a = 4\bar{\sigma}^a\end{aligned} \qquad \text{(II.21)}$$

Avec $\tilde{S}' = C'.S = C'.T.\sigma = L'.\sigma$

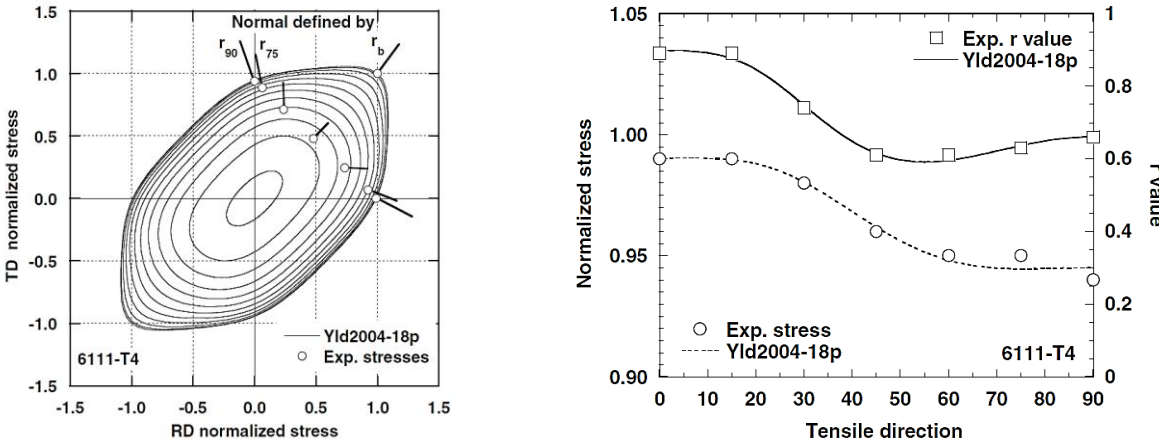
$\tilde{S}'' = C''.S = C''.T.\sigma = L''.\sigma$

Et

$$C' = \begin{bmatrix} 0 & -c'_{12} & -c'_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{21} & 0 & -c'_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c'_{31} & -c'_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c'_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c'_{66} \end{bmatrix} \qquad C'' = \begin{bmatrix} 0 & -c''_{12} & -c''_{13} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{21} & 0 & -c''_{23} & 0 & 0 & 0 \\ -c''_{31} & -c''_{32} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c''_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c''_{66} \end{bmatrix}$$

Si $C'' = C'$ (ou $L'' = L'$) cette fonction est réduite à celle de Barlat 91.

La Figure II-3 représente les surfaces de charge données par ce dernier critère et son aptitude de prédiction du coefficient d'anisotropie et de la limite d'élasticité de l'alliage Al6111-T4.



(a) **(b)**

Figure II-3 : Aptitude de prédiction du comportement anisotrope de l'alliage Al6111-T4 donnée par le critère Yld-2004-18p (Barlat, et al., 2005)

En 2004, Bron a proposé un nouveau critère anisotrope (Bron, 2004) prenant, en théorie, mieux en compte le comportement des alliages d'aluminium. Ce critère de plasticité est une extension de la fonction donnée par Karafillis et Boyce en 1993 (Karafillis & Boyce, 1993) qui est elle-même une

extension de la fonction d'écoulement de Barlat 1991. Bron a montré que son critère permet une bonne prédiction du comportement anisotrope d'alliage 2xxx.

En 2005, Weilong Hu (Hu, 2005) a proposé un critère d'écoulement orthotrope écrit pour un état de contrainte général 3D. Il a mené une étude comparative entre son critère et deux autres critères de Barlat (Yld96 et Yld2000-2d) sur la prédiction du comportement d'un alliage d'aluminium 2xxx. Comme montré en Figure II-4, bien qu'une meilleure prédiction soit obtenue avec le critère Yld-2000-2d, le critère de Hu (noté *Proposed Yld* sur la figure ci-dessous) offre une prédiction acceptable tout en étant applicable à des problèmes 2D et 3D. L'intérêt de ce critère est de proposer un nombre de paramètres raisonnable et facilement identifiables. Le critère de Hu, noté par la suite Hu2005, semble ainsi le plus approprié à la problématique du projet.

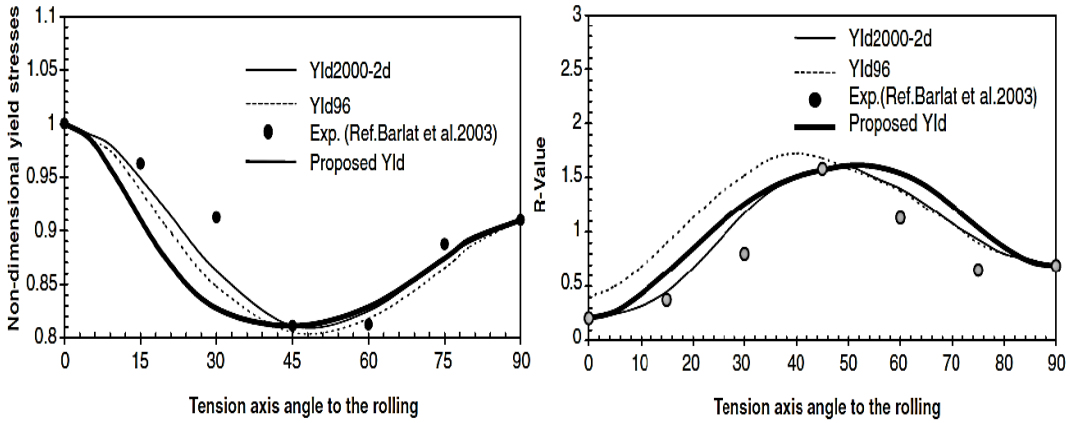


Figure II-4 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage d'aluminium 2090-T3 (Hu, 2005)

La fonction de charge 3D de Hu2005 s'écrit comme suit en fonction des contraintes de Cauchy :

$$\begin{aligned} f = {} & X_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^4 + X_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3(\sigma_{22}-\sigma_{33}) + X_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 \\ & + X_4(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + X_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^4 + X_6\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right) \\ & \times\left[(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2+(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2-(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})\right] + X_7\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right)^2 - 1 = 0 \end{aligned} \tag{II.22}$$

où les paramètres peuvent être exprimés par les équations présentées dans le Tableau II-2.

X_i	Équations	X_i	Équations
X_1	$\frac{1}{\sigma_0^4}$	X_5	$\frac{1}{\sigma_{90}^4}$
X_2	$-\frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4}$	X_6	$\frac{16}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4}-\frac{2}{\sigma_b^4}$
X_4	$-\frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$	X_7	$\frac{1}{\sigma_0^4}+\frac{16R_{45}}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4}$
X_3	$\frac{1}{\sigma_b^4}-\frac{1}{\sigma_0^4}-\frac{1}{\sigma_{90}^4}+\frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4}+\frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$		

Tableau II-2 : Équations des paramètres matériau de Hu2005

La contrainte équibiaxiale peut être déterminé à partir de l'équation (II.23) donnée par Hu en 2005 (Hu, 2005).

$$\frac{R_0 - R_{90}}{(R_0 + R_{90})\sigma_b^4} = \frac{1 - R_{90}}{(1 + R_{90})\sigma_{90}^4} - \frac{1 - R_0}{(1 + R_0)\sigma_0^4} \qquad \text{(II.23)}$$

II.2.2 Évolution des caractéristiques plastiques

Lors de la mise en forme des matériaux métalliques, les principaux phénomènes physiques mis en jeu sont l'écrouissage et, pour des conditions thermomécaniques spécifiques, l'adoucissement.

II.2.2.1 Les mécanismes d'écrouissage

Au sens métallurgique, il s'agit d'une évolution de la microstructure qui est causée par l'augmentation de la densité de dislocations et qui se traduit par la formation de cellules d'écrouissage et de sous-grains.

Au sens mécanique, l'écrouissage est le durcissement du métal au cours de sa déformation irréversible (plastique par exemple). En effet, la déformation plastique d'une pièce métallique se fait par le mouvement des dislocations qui se multiplient selon le mécanisme de Frank et Read. La perte de mobilité des dislocations entraîne une évolution de la limite élastique et une augmentation de la résistance du matériau à la déformation et donc de la dureté, ce qui constitue l'écrouissage. La déformation plastique ε^p est reliée à la densité de dislocations mobiles ρ_m par la relation (II.24) de Bailey-Orowan (Ojediran & Ajaja, 1988).

$$\varepsilon^p = \alpha_1 \rho_m \, b \, L \qquad \text{(II.24)}$$

où α_1 est une constante, b le module du vecteur de Burgers et L le libre parcours moyen des dislocations.

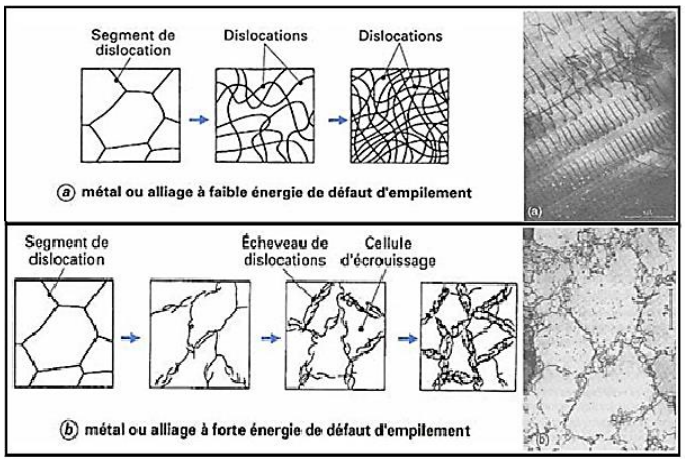


Figure II-5 : Représentation schématique (Montheillet, 1996) et observation MET (Verlinden, et al., 2007) des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid

L'observation par microscopie électronique en transmission de la structure du métal écroui amène à distinguer deux cas de distribution des dislocations :

- Dans les métaux à faible énergie de défaut d'empilement (quelques 10^{-2} J/m^2, comme le cuivre, les laitons, les aciers austénitiques) (Figure II-5a), les dislocations sont réparties de manière relativement homogène.
- Dans les métaux à forte énergie de défaut d'empilement (quelques 10^{-1} J/m^2, comme l'aluminium, le fer α, les aciers ferritiques) (Figure II-5b), on observe la formation de cellules d'écrouissage : les dislocations se rassemblent en écheveaux délimitant des zones de cristal à

peu près dépourvues de défauts. Lorsque la déformation augmente, les cellules deviennent plus petites et tendent vers une taille limite. Elles présentent entre elles de faibles désorientations cristallographiques qui augmentent avec la déformation. Simultanément, les écheveaux deviennent plus épais et plus enchevêtrés.

Cette structure cellulaire, que l'on retrouvera dans le cadre de la déformation à chaud, correspond à un minimum de l'énergie élastique stockée pour une densité de dislocations donnée. Toutefois, sa formation suppose une mobilité suffisante des dislocations. Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement, la dissociation des dislocations en paires de dislocations partielles limite leur mouvement en rendant plus difficile, par exemple, le glissement dévié, ce qui explique l'absence de cellules d'écrouissage.

II.2.2.2 Les mécanismes d'adoucissement

II.2.2.2.1 Phénomènes de restauration et de recristallisation dynamique

L'adoucissement peut être statique, pendant le recuit après écrouissage ($\sigma = 0, \dot{\varepsilon} = 0$), ou dynamique ($\sigma \neq 0$), pendant la mise en forme. Ce paragraphe s'intéresse à l'adoucissement dynamique. Deux principaux phénomènes sont observés à ce stade, selon la valeur de l'énergie de défaut d'empilement, la restauration et la recristallisation dynamique.

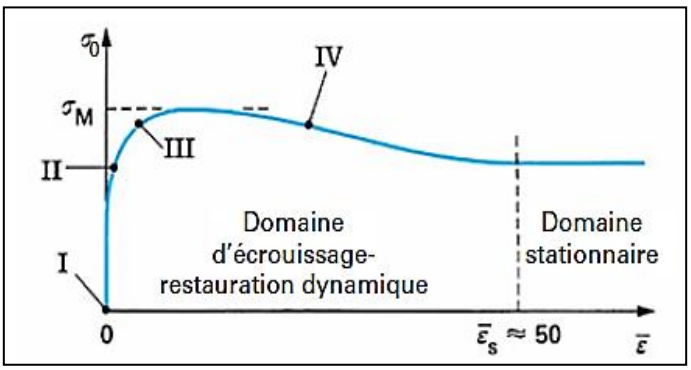


Figure II-6 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à forte énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009)

- Dans les matériaux à forte énergie de défaut d'empilement, un domaine d'écrouissage apparait au début de la courbe contrainte-déformation (Figure II-6), suivi d'un maximum relativement peu accentué et un lent adoucissement conduisant à un domaine stationnaire, obtenu après une déformation très élevée ($\bar{\varepsilon} > 20$), dans lequel la contrainte d'écoulement reste constante. Le processus de restauration dynamique continue (RDC) est l'origine d'un tel comportement.

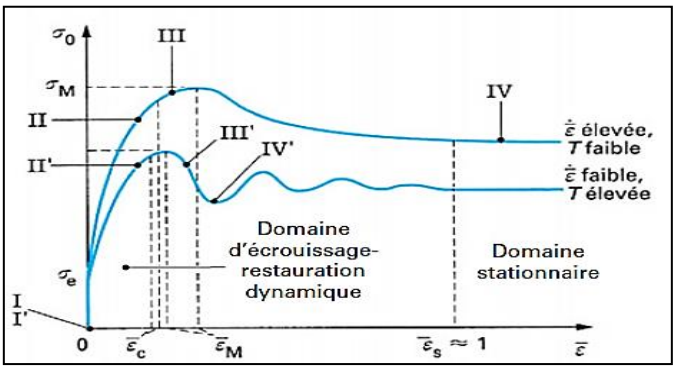


Figure II-7 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à faible énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009)

- Dans les matériaux à faible énergie de défaut d'empilement (Figure II-7), la phase d'écrouissage est généralement suivie d'un maximum unique, plus prononcé que dans le cas précédent. Le régime stationnaire est atteint pour des déformations beaucoup plus faibles ($\bar{\varepsilon} < 1$). De plus, aux faibles vitesses de déformation et aux températures élevées, le palier stationnaire n'est atteint qu'après une série d'oscillations d'amplitude décroissante. Ce comportement est lié au processus de recristallisation dynamique discontinue (RDD).

II.2.2.2.2 Restauration dynamique

À des niveaux modérés de déformations ($\bar{\varepsilon} < 1$), la combinaison des processus d'écrouissage et de restauration dynamique se traduit par une évolution microstructurale analogue à la formation des cellules d'écrouissage observée lors de la déformation à froid (on a une augmentation de la densité de dislocation dans ce domaine).

Ainsi une partie de dislocations peut être éliminée soit au cours d'annihilations par paires, soit par absorption dans les joints de grains. Simultanément, les dislocations s'organisent en sous-joints subdivisant les grains initiaux en sous-grains. Les transformations microstructurales dans le domaine des déformations faibles ou modérées résultent donc d'un équilibre entre l'écrouissage (création des dislocations) et la restauration dynamique (réarrangement et annihilation continu des dislocations (Figure II-8)).

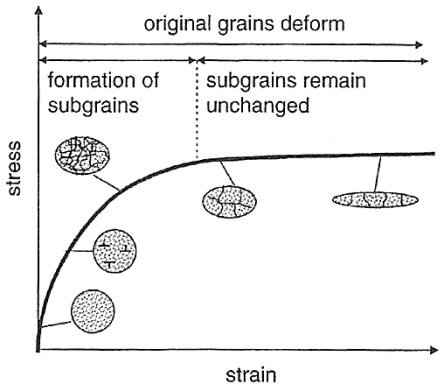


Figure II-8 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la restauration (Verlinden, et al., 2007)

II.2.2.2.3 Recristallisation dynamique

En science des matériaux, le terme recristallisation désigne une réorganisation de la structure cristalline qui a lieu à l'état solide. Elle est précédée par la restauration.

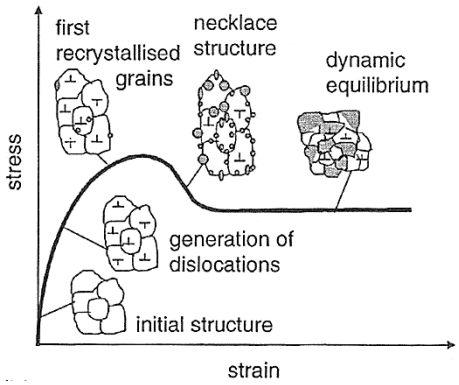


Figure II-9 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la recristallisation (Verlinden, et al., 2007)

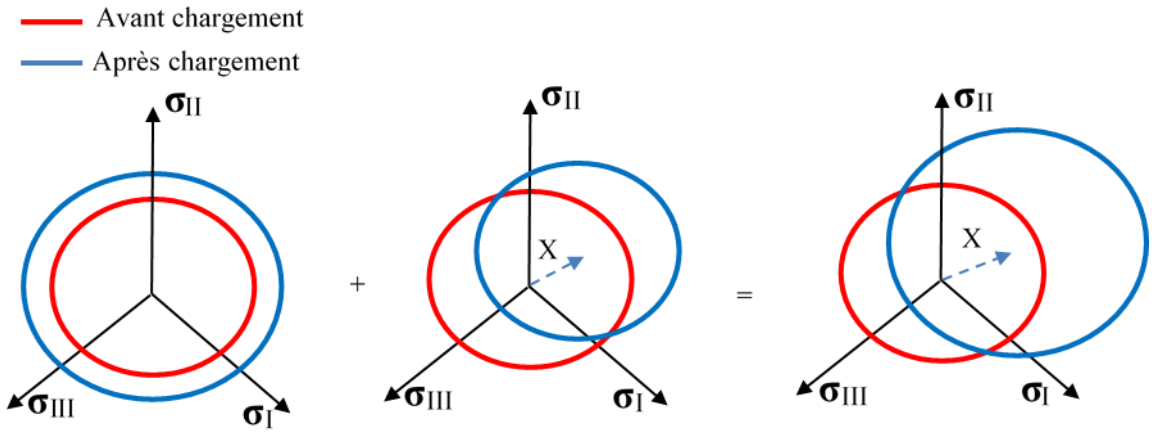
La déformation plastique d'un matériau s'accompagne de la création de dislocations. Ces dislocations représentent un « stock d'énergie élastique ». Lorsque la température est suffisante, les dislocations deviennent spontanément mobiles et provoquent une réorganisation de la structure cristalline, en deux étapes : restauration puis recristallisation (Figure II-9).

La recristallisation est décrite, du point de vue local, par le mouvement des atomes lors du passage d'une dislocation. Le placement obtenu par ces petits mouvements, de l'ordre de quelques distances interatomiques, donne un réseau cristallin similaire, mais orienté différemment de l'origine. Les joints de grains changent de position également. On a donc une germination de nouvelles cristallites puis croissance d'une nouvelle cristallite aux dépens de la structure en place. Ce phénomène s'accompagne de l'élimination de dislocations, on a donc une annulation de l'écrouissage, donc un attendrissement du matériau.

II.2.2.3 Les lois d'écoulement plastique

Les lois d'écoulement plastique permettent de décrire macroscopiquement l'évolution de la contrainte lors de la déformation plastique que ce soit lors d'un écrouissage ou lors d'un adoucissement.

Les principaux types d'écrouissage sont illustrés schématiquement sur la Figure II-10. Ils sont intrinsèquement liés aux modes d'évolution de la limite élastique du matériau et de ce fait de la surface de charge. L'écrouissage isotrope se traduit géométriquement par une dilatation de la surface de charge et l'écrouissage cinématique est représenté par une translation de cette dernière. La combinaison des deux mécanismes est aussi possible.



(a) Écrouissage isotrope **(b) Écrouissage cinématique** **(c) Écrouissage mixte**

Figure II-10 : Illustration des principaux types d'écrouissage en espace tridimensionnel de contraintes

II.2.2.3.1 Modélisation de l'écrouissage isotrope

La loi d'écrouissage isotrope modélise l'évolution de la taille du domaine d'élasticité avec la déformation plastique et définit l'évolution de la variable scalaire d'écrouissage « R » lors du trajet de déformation. Cette évolution n'aura lieu que lorsque l'état de contrainte se situe sur la surface de charge. Des lois peuvent être utilisées pour définir cette évolution (Gronostajski, 2000). On peut supposer que l'évolution de R, pour caractériser l'écrouissage isotrope d'un alliage d'aluminium, suit l'une de ces lois.

Une loi possible est celle proposée par Ludwik (II.25) (Ludwik, 1909) qui se présente sous la forme de la somme de la limite d'élasticité avec la loi d'Hollomon (Hollomon, 1945) :

$$\sigma = \underbrace{\sigma_0}_{\text{Limite d'élasticité}} + \underbrace{K\left(\bar{\varepsilon}^{p}\right)^{n}}_{\text{Loi d'Hollomon}} \qquad \text{(II.25)}$$

où K et n sont deux paramètres propres au matériau et $\bar{\varepsilon}^{p}$ la déformation plastique équivalente. La déformation plastique équivalente est définie par la relation suivante :

$$\bar{\varepsilon}^{p} = \int \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\varepsilon}^{p} : \dot{\varepsilon}^{p}} \tag{II.26}$$

Certains aluminiums suivent plutôt la loi d'écrouissage isotrope de type Voce (Voce, 1948) :

$$\sigma = \underbrace{\sigma_0}_{\text{Limite d'élasticité}} + \underbrace{Q_\infty\left(1 - \exp\left(-b_0\,\bar{\varepsilon}^{p}\right)\right)}_{\text{Loi de Voce}} \tag{II.27}$$

où Q_∞ et b_0 sont les paramètres d'écrouissage de la loi de Voce.

Cette dernière loi représente une contrainte seuil qui est égale à $\sigma_0 + Q_\infty$. Contrairement à celle de Ludwik où la contrainte continue toujours à monter (Figure II-11).

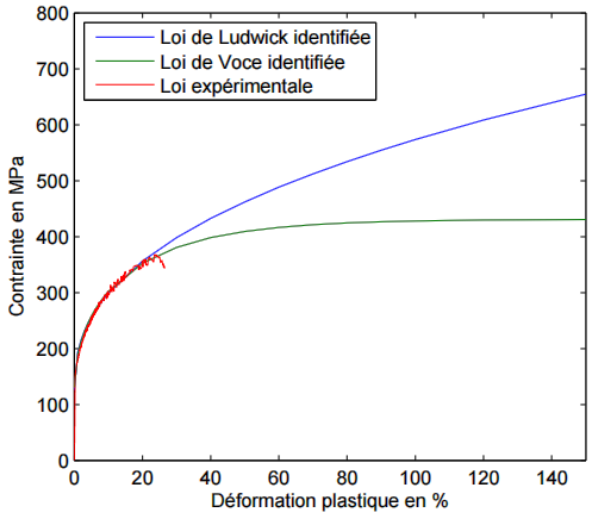


Figure II-11 : Comparaison entre les lois d'écrouissage et les résultats expérimentaux obtenus à partir d'un essai de traction sur un alliage d'aluminium AA5086 (Belchior, et al., 2011)

Parmi aussi les premiers modèles proposés, il est possible de trouver le modèle de Prager (II.28) (Prager, 1955) et le modèle de Swift (II.29) (Swift, 1952).

$$\sigma = \sigma_0 + \tanh\left(\frac{E\varepsilon}{\sigma_0}\right) \tag{II.28}$$

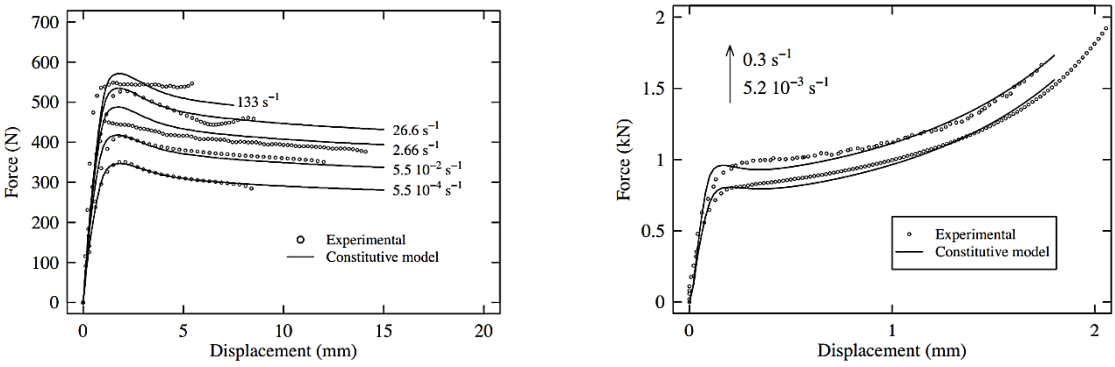
$$\sigma = \sigma_0\left(\varepsilon + \varepsilon_0\right)^{n} \tag{II.29}$$

Balieu et al. ont proposé en 2014 une loi d'écrouissage isotrope non linéaire (Balieu, et al., 2014) ayant la forme ci-après (II.30). Cette fonction est purement phénoménologique mais présente l'intérêt de pouvoir prédire de l'écrouissage comme de l'adoucissement.

$$R(k) = Q_1 k \exp(-b_1 k) + Q_2\left(1 - \exp(-b_2 k)\right) + b_3 k^3 + b_4 k^2 + b_5 k \tag{II.30}$$

où k est la déformation plastique et $Q_1, Q_2, b_1, b_2, b_3, b_4$ et b_5 sont des paramètres matériau.

Balieu et al. (Balieu, et al., 2013) ont montré que cette loi d'écrouissage permet de prédire deux comportement de matériau différents : un qui s'écrouit et l'autre qui s'adoucit (Figure II-12).



(a) **(b)**

Figure II-12 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques (basé sur le modèle de Balieu) d'un essai de traction d'un polypropylène avec différentes vitesses de déformation

II.2.2.3.2 Modélisation de l'écrouissage cinématique

La loi d'écrouissage cinématique décrit une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes. Cela signifie qu'il y a un durcissement dans certaines directions, mais un adoucissement dans d'autres directions. Cela correspond à l'effet Bauschinger qui n'est pas pris en compte lorsqu'on emploie l'écrouissage isotrope. Elle est caractérisée par la variable tensorielle **X** définissant la position du centre de la surface seuil. Lorsqu'elle est prise en compte, la fonction de charge s'écrit :

$$f = f(\sigma, \mathrm{X}) - R \qquad \text{(II.31)}$$

Différents modèles d'écrouissage cinématique existent dans la littérature : les deux principaux sont le modèle linéaire de Prager et le modèle non linéaire de Lemaître Chaboche.

Le modèle de Prager (Prager, 1949) est décrit par l'équation (II.32) qui représente un écrouissage cinématique linéaire introduisant un coefficient de proportionnalité C_0 entre la variation temporelle du tenseur d'écrouissage cinématique $\dot{X}$ et le tenseur des vitesses de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^p$.

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C_0 \, \dot{\varepsilon}^p \qquad \text{(II.32)}$$

Le modèle de Lemaître Chaboche a été initialement introduit par Armstrong et Frederick (Armstrong & Frederick, 1966), puis développé par la suite par Chaboche (Chaboche, 1989) (II.33). L'inconvénient du modèle de Prager a été levé par un terme de rappel qui introduit un effet de mémoire évanescente du trajet de déformation (Armstrong & Frederick, 1966).

$$\dot{X} = \frac{2}{3} C \, \dot{\varepsilon}^p - \gamma \, X \, \dot{p} \qquad \text{(II.33)}$$

où C et γ sont deux coefficients dépendants du matériau.

II.2.2.3.3 Modélisation de l'écrouissage mixte

L'écrouissage mixte est la combinaison des deux types d'écrouissage précédents. La surface de charge, dans ce cas, change de taille et se déplace dans l'espace des contraintes.

Tang et al. (Tang, et al., 2010) ont réalisé une comparaison entre quatre types d'écrouissage avec l'utilisation de trois critères de plasticité pour prédire le retour élastique de l'alliage d'aluminium 6022-T4 après mise en forme (Figure II-13). Un modèle de pliage a été utilisé pour cette étude.

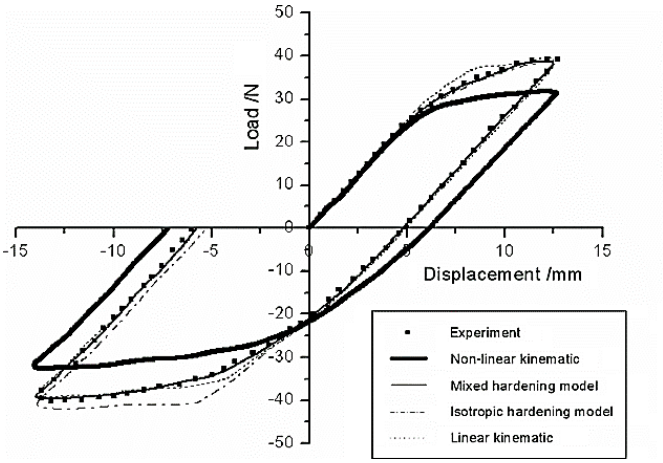
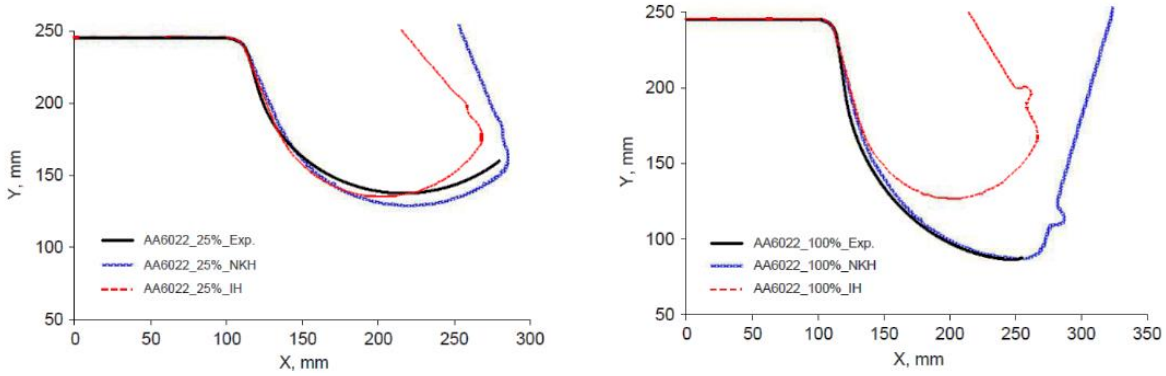


Figure II-13 : Comparaison entre la simulation numérique sur ABAQUS de 4 modes d'écrouissage et les résultats expérimentaux de l'alliage d'aluminium 6022-T4

Les quatre types d'écrouissage considérés étaient : un écrouissage isotrope, un écrouissage cinématique linéaire, un écrouissage cinématique non-linéaire et un écrouissage mixte (isotrope de Lemaître et Chaboche et cinématique de Chaboche). Les trois critères de plasticité étudiés étaient : les critères de von Mises, de Hill48 et celui de Barlat91. Une bonne prédiction a été remarquée avec l'écrouissage mixte et le critère de Barlat et leurs résultats montrent que la prise en considération de l'effet Bauschinger est essentielle pour prédire le retour élastique dans les alliages d'aluminium à haute anisotropie.

Un travail similaire a été mené par Taherizadeh et al. (Taherizadeh, et al., 2009) qui ont utilisé le critère de plasticité anisotrope de Hill48 avec un écrouissage cinématique non-linéaire d'Armstrong-Frederick (Armstrong & Frederick, 1966) ou un écrouissage isotrope (Figure II-14).



Après 25% de pénétration du poinçon **Après 100% de pénétration du poinçon**

Figure II-14 : Comparaison entre les résultats de simulation numériques et expérimentaux de la mise en forme de l'alliage 6022-T4

Ils ont montré que les résultats des simulations avec le modèle d'écrouissage isotrope surestiment les données expérimentales et que le modèle d'écrouissage cinématique non linéaire est en mesure de prédire à la fois la courbure de la paroi latérale et l'angle de flanc avec plus de précision.

II.3 La visco-élasticité et visco-plasticité

En visco-élasticité tout comme en visco-plasticité, le comportement du matériau présente une dépendance au temps et à la température. On parle de visco-élasticité lorsqu'après décharge, aucune déformation résiduelle ne subsiste après un certain temps (phénomène de retard), et de visco-plasticité lorsqu'après décharge, une déformation résiduelle est toujours présente. Divers types de chargements permettent de souligner cette dépendance au temps dont :

- L'essai de fluage : sous charge constante, la déformation évolue ;
- L'essai de relaxation : à déformation constante, la contrainte varie.

II.3.1 Le fluage : essais et modélisation

II.3.1.1 Le comportement en fluage

Au-delà d'un certain niveau de température (> $0.2xT_F$ avec T_F température de fusion), un métal peut se déformer progressivement et même se rompre au bout d'un temps plus ou moins long (de quelques heures à plusieurs dizaines de milliers d'heures) lorsqu'il est soumis à une charge de traction constante (souvent inférieure à sa limite d'élasticité). Cette évolution est la conséquence d'un autre processus de déformation plastique à chaud appelé « fluage ». Ce phénomène est d'autant plus rapide que la température est élevée et la charge grande. Le chargement en fluage caractérise le comportement viscoélastique du matériau. En effet, la théorie de la viscoélasticité est appliquée aux matériaux qui présentent des effets élastique et visqueux par le stockage de l'énergie interne et la dissipation en déformation instantanément.

Il existe en générale trois stades de fluage (Saint-Antonin, 1995) : primaire, secondaire et tertiaire comme le montre la Figure II-15.

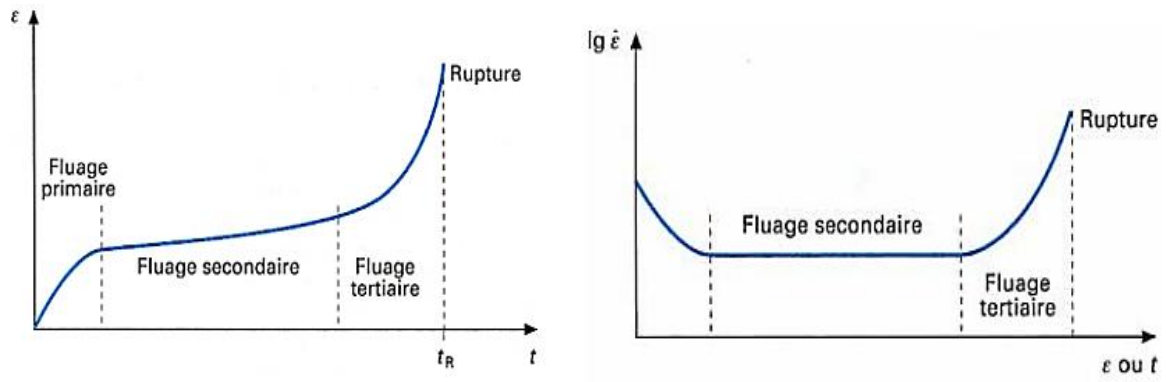


Figure II-15 : Différentes stades de fluage

- **Fluage primaire**

Le fluage primaire est observable qu'à basse température $T < 0.3\ T_F$. A ce stade, la vitesse de déformation diminue avec le temps, ce qui correspond à une augmentation de la résistance du matériau. Il est à noter qu'il y a une tendance à la formation de cellules de dislocations.

- **Fluage secondaire**

Pendant cette étape, la vitesse de déformation est presque constante avec le temps. L'établissement de ce stade correspond à la présence d'une sous-structure de dislocations parfaitement formée (Figure II-16) suite à leur libération, par diffusion des atomes et leur franchissement des obstacles, par changement de plan de glissement : mécanisme de montée des dislocations.

Ce stade est le plus important en termes de dimensionnement et étude de la formabilité.

- **Fluage tertiaire**

À ce stade, la vitesse de déformation croît rapidement avec le temps jusqu'à la rupture ductile. L'augmentation de la vitesse de fluage à cette étape est le résultat du phénomène d'endommagement et de la striction macroscopique. L'endommagement désigne l'apparition de cavités et de fissures dans le matériau, surtout au niveau des joints de grain. La cavitation est caractérisée par trois stades (Figure II-22) : germination, croissance et coalescence.

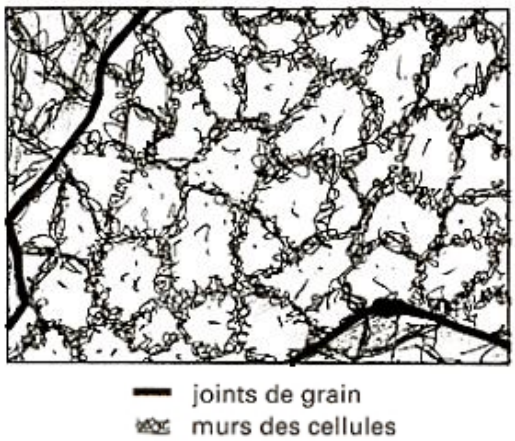


Figure II-16 : Schéma d'une structure cellulaire (Saint-Antonin, 1995)

II.3.1.2 La modélisation du fluage

Plusieurs modèles ont été proposées pour modéliser les mécanismes de fluage que ce soit par des fonctions puissance ou exponentielle ou bien une combinaison de deux.

Il est tout d'abord possible de faire référence au modèle de Bailey-Norton (Betten, 2008) (II.34).

$$\dot{\varepsilon}_{th} = A\,\bar{\sigma}^{n}\,t^{m} \qquad \text{(II.34)}$$

A, n et m sont les paramètres matériau à identifier et $\dot{\varepsilon}_{th}$ la vitesse de déformation théorique. Cette loi relativement facile à identifier permet de modéliser avec une bonne précision le fluage secondaire. Elle est souvent utilisée pour décrire le fluage des métaux et en particulier celui des alliages d'aluminium.

Maximov et al. (Maximov, et al., 2014) ont étudié l'influence de la température (entre150°C et 200°C) et de la contrainte (entre 185MPa et 225MPa) sur le comportement au fluage de l'alliage 2024-T3. Les résultats numériques obtenus avec le modèle de Bailey-Norton et un autre modèle constitutif développé dans le cadre de leurs travaux ont été comparés avec les résultats expérimentaux d'un essai de fluage à chaud (Figure II-17). Cette comparaison montre une très bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux en termes de fluage primaire ainsi que secondaire.

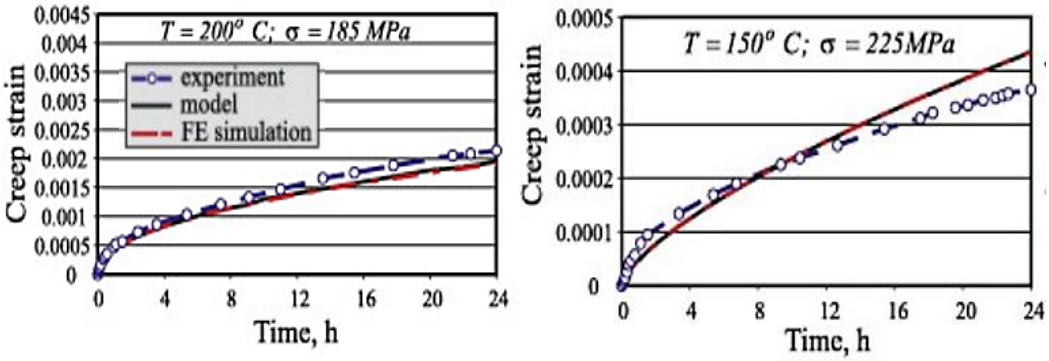


Figure II-17 : Comparaison du modèle constitutif (model) avec des résultats expérimentalement et avec les résultats numériques de la simulation de l'essais de fluage (FE simulation) de l'alliage 2024-T3 (Maximov, et al., 2014)

D'autres lois fréquemment rencontrées sont des lois faisant intervenir l'expression d'Arrhenius afin de prendre en compte l'effet de la température, comme illustré en équation (II.35). L'expression

d'Arrhenius est couplée à un terme $\dot{\varepsilon}_d$ qui est un paramètre de dimension qui peut être soit identique à la loi de Bailey-Norton soit un sinus hyperbolique, comme proposé en (II.36). La loi (II.36) permet d'ailleurs de représenter la variation de la vitesse de déformation sur une large plage de contraintes (même supérieures à la limite d'élasticité).

$$\dot{\varepsilon}_{th} = \dot{\varepsilon}_d \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{II.35}$$

$$\dot{\varepsilon}_{th} = A\left[\sinh\left(\alpha\bar{\sigma}\right)\right]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{II.36}$$

Il est possible d'utiliser des lois plus complexes afin de décrire les différents modes de fluage. C'est le cas de la loi θ-projection (II.37). Grâce à ses nombreux paramètres, elle tient compte des différents stades de fluage y compris du fluage tertiaire en fonction de la température et de la contrainte appliquée. Elle permet une bonne prédiction du comportement au fluage pour les métaux et en particulier pour les alliages d'aluminium. Lin et al. (Lin, et al., 2012) ont étudié le comportement au fluage de l'alliage d'aluminium Al-Cu-Mg à une température de 260°C avec différentes contraintes (120, 140 et 160 MPa). Ils ont montré que la loi θ projection a une bonne capabilité de prédiction des résultats expérimentaux, comme le montre la Figure II-18.

$$\varepsilon_{th} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \theta_1\left(1-\exp(-\theta_2 t)\right) + \theta_3\left(\exp(-\theta_4 t) - 1\right) \tag{II.37}$$

Où θ_1 et θ_3 quantifie respectivement les déformations primaires et tertiaires. Alors que $\theta 2$ et $\theta 4$ sont des paramètres de vitesse régissant respectivement, les courbures des composants primaires et tertiaires.

avec

$$\begin{cases} \theta_1 = G_1 \exp H_1\left(\dfrac{\sigma}{\sigma_y}\right) \\ \theta_2 = G_2 \exp\left(-\dfrac{Q - H_2\sigma}{RT}\right) \\ \theta_3 = G_3 \exp H_3\left(\dfrac{\sigma}{\sigma_y}\right) \\ \theta_4 = G_4 \exp\left(-\dfrac{Q - H_4\sigma}{RT}\right) \end{cases}$$

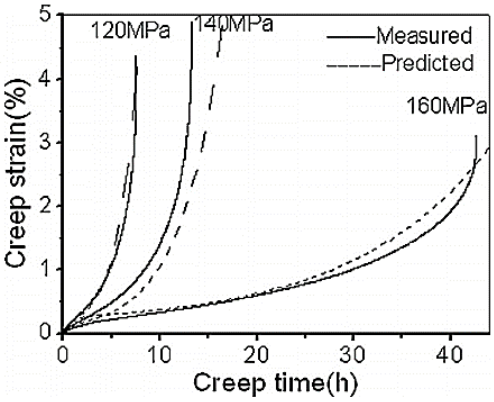


Figure II-18: Comparaisons entre les résultats de prédiction et expérimentaux du fluage de l'alliage Al-Cu-Mg à 260°C pour différentes contraintes

II.3.2 La relaxation : essais et modélisation

II.3.2.1 Le comportement en relaxation

Le phénomène de relaxation correspond à une décroissance de la contrainte en fonction du temps, lorsqu'une déformation constante est appliquée sur le matériau. Ce phénomène permet, entre autres la diminution des contraintes résiduelles au sein du matériau mis en forme. Il garantit ainsi, lorsqu'il est contrôlé, la qualité dimensionnelle. Dans les métaux, la relaxation est significative à des niveaux de températures supérieures à $0.2xT_F$ (où T_F est la température de fusion de l'alliage considéré). La relaxation peut apparaître soit dans le domaine élastique (viscoélasticité), ou bien dans le domaine plastique (viscoplasticité). L'intérêt des essais de relaxation est qu'ils permettent d'effectuer des mesures à des vitesses de déformation très faibles, d'un ordre de grandeur au moins inférieur à celles obtenues lors d'essais de fluage.

La déformation totale ε_t qui dans ce cas est fixée correspond à la somme d'une déformation élastique ε_e et une déformation plastique ε_p :

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \tag{II.38}$$

En dérivant la relation précédente par rapport au temps, on obtient :

$$\dot{\varepsilon}_t = \dot{\varepsilon}_e + \dot{\varepsilon}_p \tag{II.39}$$

La déformation étant maintenue constante pour un essai $\dot{\varepsilon}_t = 0$ ce qui implique :

$$\dot{\varepsilon}_e = -\dot{\varepsilon}_p \tag{II.40}$$

La déformation élastique est reliée à la contrainte par la loi de Hooke :

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma}{E} \tag{II.41}$$

Ainsi, après dérivation par rapport au temps et avec l'équation (II.40) on obtient :

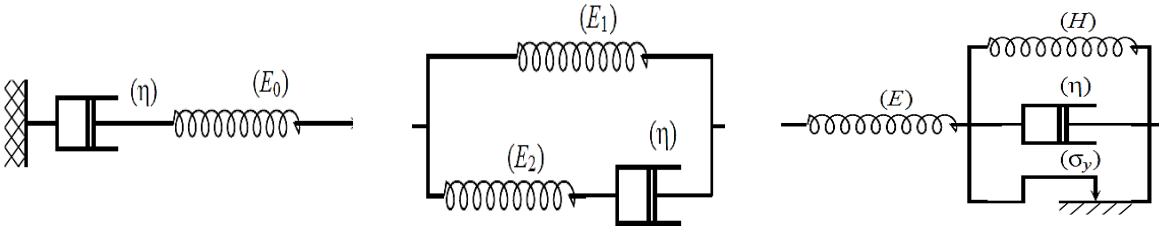
$$\dot{\varepsilon}_p = -\frac{\dot{\sigma}}{E} \tag{II.42}$$

La vitesse de déformation plastique est proportionnelle à la vitesse de décroissance de la contrainte. Pour des durées suffisamment grandes la contrainte tend généralement vers une contrainte seuil.

II.3.2.2 La modélisation de la relaxation

Des modèles rhéologiques simples sont utilisés pour représenter ce comportement : ils combinent des éléments mécaniques (ressort, amortisseur…) de telle sorte à reproduire la réponse unidimensionnelle du matériau. On trouve par exemple les modèles de Maxwell (Figure II-19a) et de Zener (Figure II-19b) qui permettent de représenter la relaxation dans le domaine élastique. Ces modèles utilisent des ressorts, qui symbolisent l'élasticité linéaire, et des amortisseurs, qui schématisent la viscosité linéaire ou non-linéaire. Les équations différentielles, du modèle de Maxwell et de Zener, sont données respectivement par l'équation (II.43) et (II.44).

Pour des chargements supérieurs à la limite d'élasticité, Bingham a proposé un modèle rhéologique contenant en plus un patin (phases adhérence/frottement de Coulomb), qui modélise l'apparition de déformation permanentes, afin de construire des modèles élasto-viscoplastiques (Figure II-19c). La solution de ce modèle est donnée par l'équation (II.45). D'autres modèles peuvent, bien entendu, être envisagés telle qu'une loi en sinus hyperbolique (II.36).



(a) Modèle de Maxwell **(b) Modèle de Zener** **(c) Modèle de Bingham généralisé**

Figure II-19 : Modèles rhéologiques

$$\sigma(t) = E_0 \varepsilon_0 \exp\left(-\frac{E_0}{\eta} t\right) \tag{II.43}$$

$$\sigma(t) = \frac{E_2 \varepsilon_0}{E_1 + E_2}\left(E_1 + E_2 \exp\left[-\frac{E_1 + E_2}{\eta} t\right]\right) \tag{II.44}$$

$$\sigma(t) = \sigma_y \frac{E}{E+H}\left(1 - \exp\left[-\frac{t}{\tau_r}\right]\right) + \frac{E\,\varepsilon_0}{E+H}\left(H + E \exp\left[-\frac{t}{\tau_r}\right]\right) \tag{II.45}$$

avec $\tau_r = \frac{\eta}{E} + H$ le temps caractéristique de relaxation.

II.3.3 Les modèles de comportement visqueux

Les lois présentées précédemment sont propres à la modélisation des essais de fluage ou de relaxation. Toutefois, il existe des modèles permettant également de décrire de manière plus globale le comportement visqueux d'un matériau en fonction de la température. Le Tableau II-3 résume ces modèles (empiriques, semi-physiques et physiques) considérés lors de l'étude bibliographique.

Modèle	Nombre de paramètres	Matériau	Aptitude de prédiction	Références
Lurdos et Motheillet	11	2017-T4	+ +	(Lurdos, 2008) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook	5	2017-T4	- -	(Johnson & Cook, 1983) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook modifié par Bäker	10	2017-T4	-	(Bäker, 2006) et (Hor, 2011)
Johnson-Cook modifié par Coupard	5	2017-T4	-	(Calamaz, 2008) et (Hor, 2011)
Arrhenius	5	7050	+ +	(Li, et al., 2012)
		2124-T851	+ +	(Lin, et al., 2010)
		1070	+ +	(Ashtiani, et al., 2012)
Zerilli-Armstrong	5	2017-T4	-	(Zerilli & Armstrong, 1987) et (Hor, 2011)
Anand	13	2017-T4	+ +	(Brown, 1987) et (Hor, 2011)

Tableau II-3 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois de comportement

Les mêmes critères de choix que ceux utilisés pour les critères de plasticité sont employés pour sélectionner les lois de comportement conduisant à une bonne prédiction du comportement visqueux

des alliages d'aluminium. Cette démarche aboutit à présélectionner des formalismes basés sur la loi d'Arrhenius.

L'équation d'Arrhenius est largement utilisée pour décrire la relation entre la vitesse de déformation, la contrainte d'écoulement et la température, en particulier à des températures élevées. En outre, les effets de la température et de la vitesse de déformation sur les comportements de déformation peuvent être représentés par le paramètre de Zener-Hollomon (Zener & Hollomon, 1944) au travers de fonctions puissance. La loi hyperbolique de type Arrhenius permet de meilleures approximations entre le paramètre de Zener-Hollomon et la contrainte d'écoulement (Li, et al., 2012).

$$Z = \dot{\varepsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \tag{II.46}$$

$$\dot{\varepsilon} = A\,F(\sigma)\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{II.47}$$

où

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^n & \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(\beta\sigma) & \alpha\sigma > 1.2 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n & for\ all\ \sigma \end{cases} \tag{II.48}$$

σ est la contrainte d'écoulement (MPa) à une déformation donnée, R est la constante universelle des gaz parfaits (8.31 $J.mol^{-1}K^{-1}$), T est la température absolue (K), $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation, Q est l'énergie d'activation de la déformation à chaud ($KJ.mol^{-1}$) et A, α et n sont les constantes du matériau, $\alpha = \frac{\beta}{n}$. En général et pour une bonne prédiction du comportement, les paramètres α, n, Q, lnA et β sont exprimés en fonction de la déformation, permettant ainsi la compensation en déformation, le plus souvent par des fonctions polynomiales. Plusieurs auteurs ont utilisé ce modèle pour caractériser le comportement visqueux d'alliages légers à haute température.

Jiang Li et al. (Li, et al., 2012) ont modélisé le comportement d'écoulement de ce matériau à haute température en considérant la compensation de la déformation avec le modèle d'Arrhenius (T= 300, 350, 400 et 450°C et $\dot{\varepsilon} = 10^{-3}$, 10^{-2}, 10^{-1} et 1 s^{-1} jusqu'à une déformation de 0,8).

Une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est présentée sur la Figure II-20.

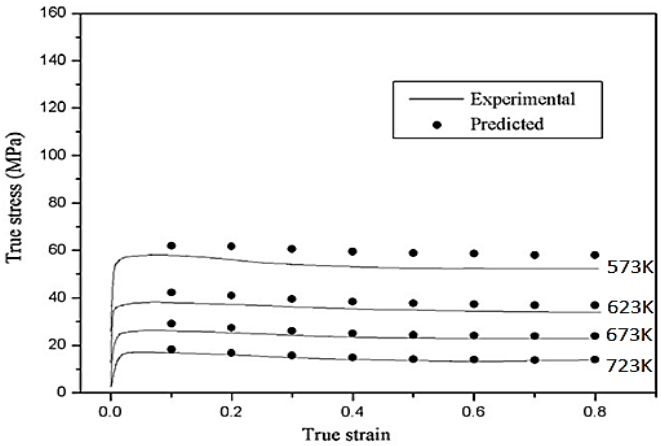


Figure II-20 : Comparaison entre un résultat expérimental et le modèle d'Arrhenius pour l'alliage d'aluminium 7050

Cette analyse des comportements visqueux a montré que la déformation a une influence significative sur les paramètres des modèles. Les courbes contrainte-déformation ont mis en évidence que la contrainte d'écoulement est sensible à la vitesse de déformation et à la température pour l'alliage 7050. Une bonne corrélation est obtenue avec l'approche retenue (R= 0,922) en utilisant des polynômes d'ordre cinq pour représenter l'influence de la déformation sur les constantes du matériau.

Une excellente prédiction est assurée par ce modèle sous la plupart de conditions étudiées pour l'alliage d'aluminium 7050 (erreur moyenne absolue = 6,28%).

Y.C. Lin et al. (Lin, et al., 2010) ont modélisé le comportement d'écoulement de l'alliage d'aluminium 2124-T851 à haute température (T= 380, 410, 440 et 470°C et $\dot{\varepsilon}$= 10^{-2}, 10^{-1}, 1 et 10 s^{-1}). Ce modèle prédit bien le comportement de ce type d'alliage sous les conditions thermomécaniques étudiées (l'erreur maximale absolue est de 5,911%).

H.R. Rezaei Ashtiani et al. (Ashtiani, et al., 2012) ont étudié le comportement d'écoulement de l'aluminium commercial AA1070 à haute température (T= 350, 450 et 500°C et $\dot{\varepsilon}$= 5.10^{-3} ,5.10^{-2} et 5.10^{-1} s^{-1}). Ils ont remarqué que la contrainte d'écoulement décroit en fonction de la température et s'accroit en fonction de la vitesse de déformation. Ce comportement peut, ainsi être représenté par le paramètre de Zener-Hollomon en utilisant une équation hyperbolique sinusoïdale.

Dans cette étude les auteurs ont constaté que la déformation a une influence significative sur les paramètres du modèle. Une bonne prédiction du comportement sous toutes les conditions à l'exception de deux configurations (T= 450 et 500°C avec une $\dot{\varepsilon}$ = 0,5 s^{-1}) a été trouvée. Le niveau de précision obtenu avec ce modèle, avec un coefficient de corrélation de 99,2%, est particulièrement intéressant. Il permet d'envisager son utilisation dans la simulation de la mise en forme à chaud de l'alliage d'aluminium AA1070.

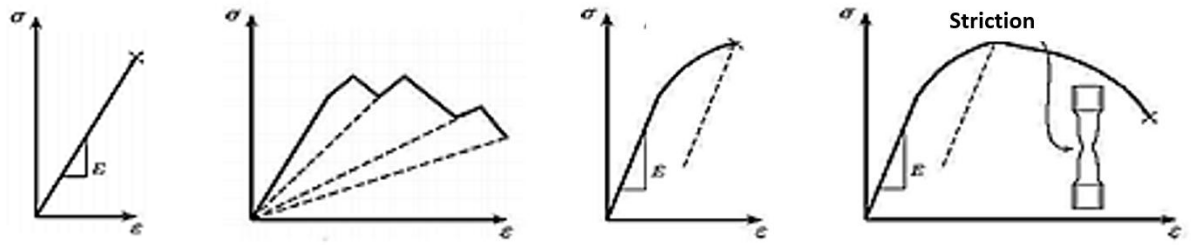
II.4 L'endommagement

II.4.1 Avant-propos

Les modèles des comportements des deux alliages d'aluminium étudiés devront prendre à terme en compte les phénomènes d'endommagement. Le développement de ces approches ne fait pas explicitement partie des objectifs opérationnels du projet METAFOR. Des analyses prospectives (bibliographie, essais préliminaires et identification de certains paramètres) ont cependant été conduites. Elles ont pour objectif de proposer les modèles d'endommagement les plus appropriés à la description du comportement des deux alliages lors de leur mise en forme par les différents procédés considérés. Le développement détaillé ainsi que l'implémentation des lois d'endommagement dans les modèles matériau s'inscrivent donc dans les perspectives du projet, et sont programmés dans la continuité de ces travaux de thèse.

II.4.2 Les mécanismes d'endommagement

L'endommagement est caractérisé par la formation de microfissures ou de microcavités au sein d'un matériau soumis à un chargement. Ce mécanisme apparaît au cours de l'évolution des propriétés plastiques du matériau. Il précède la rupture macroscopique. Il existe quatre modes de rupture macroscopiques (Figure II-21) :



(a) Fragile **(b)** Quasi-fragile **(c)** Plastique fragile **(d)** Ductile.

Figure II-21 : Différents modes de rupture macroscopiques (Besson, 2004)

Les mécanismes microscopiques principaux qui régissent le phénomène d'endommagement sont la germination (nucléation), la croissance et la coalescence de cavités (Figure II-22).

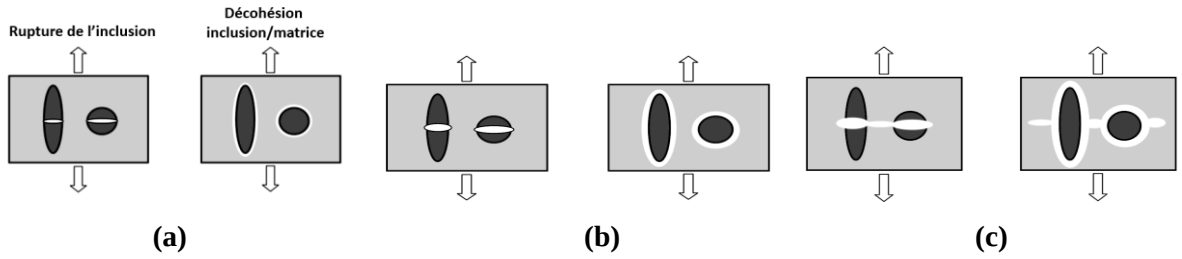


Figure II-22 : Processus de l'endommagement ductile : (a) germination, (b) croissance, (c) coalescence

- **Germination**

Ce mécanisme correspond à la naissance de cavités, le plus souvent au niveau : des lignes de glissement à l'intersection des joints de grain, des ségrégations, des inclusions, des joints triples ou, encore, à l'interface de deux phases de nature différente (Figure II-22a, Figure II-23a et Figure II-23b).

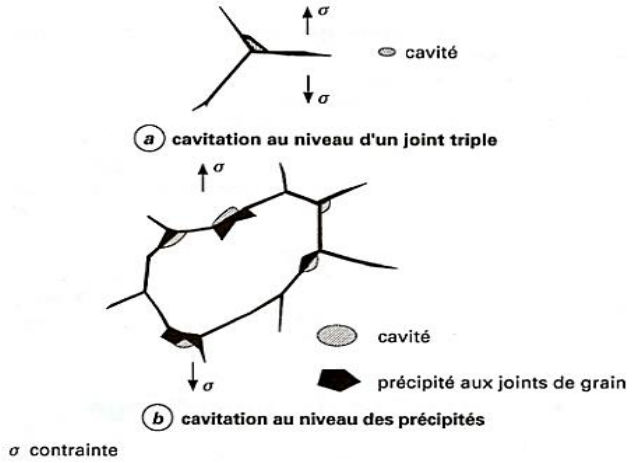


Figure II-23 : Schémas des principaux types de cavitation (Saint-Antonin, 1995)

- **Croissance**

Elle est due essentiellement à la diffusion de lacunes et à la présence d'un champ de contraintes autour des cavités (Figure II-22b).

- **Coalescence et propagation**

C'est la fusion entre cavités entraînant la création des fissures et ensuite la propagation de celles-ci (Figure II-22c et Figure II-24).

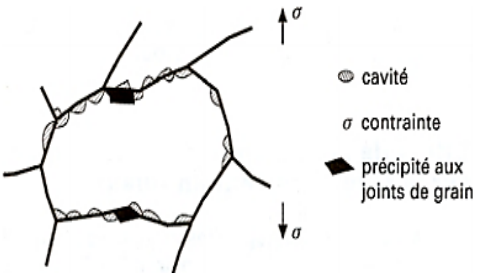


Figure II-24 : Coalescence des cavités le long des joints de grain (Saint-Antonin, 1995)

II.4.3 Les lois d'endommagement

Deux types d'approches sont communément proposés pour décrire l'endommagement :

- Les modèles couplés micromécanique et macromécanique (Gurson, 1977), (Lemaitre, 1985), (Tvergaard & Needleman, 1984), (Nahshon & Hutchinson, 2008), (Xue, 2008) permettant de rendre compte de l'affaiblissement des propriétés mécaniques dû à l'endommagement ;

- Les modèles découplés (Cockcroft & Latham, 1968), (McClintock, 1968), (Rice & Tracey, 1969), (Oyane, et al., 1980), (Johnson & Cook, 1985), (Goijaerts, et al., 2001), (Wierzbicki, et al., 2005), (Hor, 2011) qui supposent que l'endommagement n'influe pas le comportement du matériau.

Une approche comparative, identique à celles utilisées pour les critères de plasticité et les lois de comportement, a été mise en œuvre pour choisir le modèle d'endommagement. Le Tableau II-4 représente une synthèse de l'étude bibliographique réalisée sur l'endommagement des alliages d'aluminium.

Les conditions thermomécaniques de mise en forme de deux alliages d'aluminium (emboutissage de tôle forte épaisseur (40mm) en 2050 et en AW551 respectivement à une température de 150°C et 350°C et fluage de tôle mince en AW551 à une température de 350°C) ne favorisent pas le phénomène d'endommagement. Alors, pour une raison de simplification on vise plutôt un modèle découplé ou bien un modèle couplé facile à identifier.

Cette analyse montre qu'une bonne prédiction du phénomène d'endommagement, dans les alliages d'aluminium, est assurée par quatre critères : trois critères découplés (MS, Xue Wierzbicki et Crach FEM) et un autre couplé (GTN).

Modèle	Nombre paramètres	Matériau	Prédiction	Modèle couplé	Modèle découplé	Références
Wilkins (W)	4	2024-T351	+		x	(Wilkins, et al., 1980), (Wierzbicki, et al., 2005)
Johnson-Cook	5	2017-T4	- -		x	(Johnson & Cook, 1985), (Hor, 2011)
Critère de contrainte MS	3	2024-T351	+ +		x	(Wierzbicki, et al., 2005)
Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN)	9	5182-O	++	x		(Amaral, et al., 2016)
Xue-Wierzbicki (X-W) 2005	4	2024-T351	+ +		x	(Xue, 2007), (Wierzbicki, et al., 2005)
CrachFEM	4	2024-T351	+ +		x	

Tableau II-4 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois d'endommagement

Deux critères ont été retenus : le critère de Mohr Coulomb Modifié Xue-Wierzbicki (X-W) 2005 et le critère de Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN).

II.4.3.1 Le critère de Mohr Coulomb Modifié

Tomasz Wierzbicki et al. (Wierzbicki, et al., 2005) ont réalisé une comparaison présentée en (Figure II-25) entre sept critères de rupture à travers un ensemble de 15 essais récemment menés par les auteurs sur l'alliage d'aluminium 2024-T351.

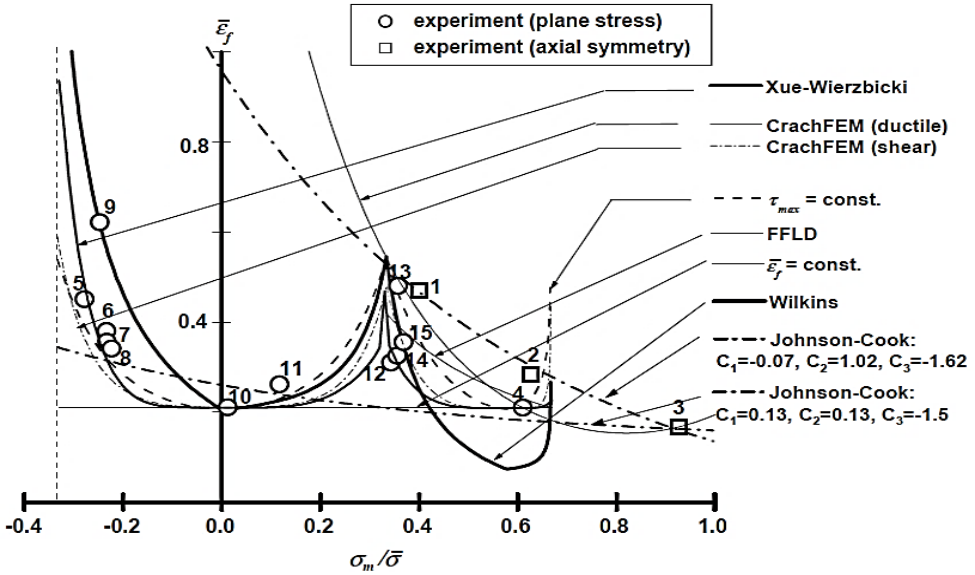


Figure II-25 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la déformation à la rupture prédite par les sept critères de rupture pour l'alliage d'aluminium 2024-T351

Les auteurs ont mis en évidence que :

- Les prévisions, données par le critère de contrainte MS et celui du Crach FEM, sont très bien adaptées aux états plans de contrainte ;
- Le critère de rupture X-W qui est construit sur la base des invariants du tenseur tridimensionnel des contraintes permet de prédire précisément les phénomènes de rupture pour toute direction de charge.

Dans le modèle proposé par Xue-Wierzbicki, la rupture apparaît lorsque la déformation plastique équivalente accumulée, modifiée par la fonction de triaxialité de contrainte η et le paramètre d'état déviatorique ξ, atteint une valeur limite égale à 1 (II.49).

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{d\bar{\varepsilon}}{F(\eta,\xi)} = 1 \qquad \text{(II.49)}$$

Où le paramètre d'état déviatorique (II.50), qui est relié au paramètre de Lode, est défini par :

$$\xi = \frac{27}{2}\frac{J_3}{\bar{\sigma}^3} \qquad \text{(II.50)}$$

En termes de composantes principales S_1, S_2 et S_3 ; $J_3=S_1S_2S_3$.

$$\bar{\varepsilon}_f = F(\eta,\xi) = C_1\exp(-c_2\eta) - \left(C_1\exp(-c_2\eta) - C_3\exp(-c_4\eta)\right)\left(1-\xi^{\frac{1}{n}}\right)^n \qquad \text{(II.51)}$$

II.4.3.2 Le modèle de Gurson-Tvergaard-Needlman (GTN)

Le modèle de Gurson est un modèle micromécanique qui propose un couplage entre le comportement élasto-plastique et l'endommagement. Il est basé sur la croissance de cavités sphériques et s'inspire des travaux préalables de J. Rice et D. Tracey (Rice & Tracey, 1969).

La variable « f » définie comme étant la fraction volumique de vide (volume des cavités/volume total), permet de décrire l'évolution de l'endommagement. Gurson (Gurson, 1977) propose un potentiel plastique donné par l'équation (II.52).

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{éq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2f\cosh\left(\frac{2\sigma_h}{2\sigma_0}\right) - 1 - f^2 = 0 \qquad \text{(II.52)}$$

Où σ_0 est la contrainte d'écoulement, f la fraction volumique de vide, σ_h la contrainte hydrostatique et $\sigma_{éq}$ la contrainte équivalente de von Mises. Dans le cas particulier où f=0 (matériau vierge sans endommagement), le critère de plasticité correspond alors à celui de von Mises.

Tvergaard a proposé deux nouveaux paramètres constitutifs q_1, q_2 et q_3 pour cette relation afin de prendre en compte les interactions locales entre les cavités (Tvergaard & Needleman, 1984). L'équation s'écrit alors :

$$\phi = \left(\frac{\sigma_{éq}}{\sigma_0}\right)^2 + 2q_1 f * \cosh\left(q_2 \frac{2\sigma_h}{2\sigma_0}\right) - 1 - q_3 f *^2 = 0 \qquad \text{(II.53)}$$

Le mécanisme de germination des microcavités est pris en compte dans l'évolution de la fraction volumique de vide :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{germination}} + \dot{f}_{croissance} \qquad \text{(II.54)}$$

Le terme de germination est contrôlé par la définition plastique et de nombreux auteurs utilisent une distribution Gaussienne introduite par Chu et Needleman (Chu & Needleman, 1980).

$$\dot{f}_{\text{germination}} = A\dot{\varepsilon}^p_{éq} \qquad \text{(II.55)}$$

où :

$$A = \frac{f_N}{S_N\sqrt{2\Pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon_{éq} - \varepsilon_N}{S_N}\right)^2\right] \qquad \text{(II.56)}$$

avec :

- f_N : fraction volumique maximale de cavités créées par germination,
- ε_N : déformation plastique moyenne pour laquelle la germination est maximale,
- S_N : écart type de la distribution normale.

La coalescence est prise en compte par l'intermédiaire de la variable f* (porosité fictive) qui représente la fraction volumique modifiée de vide :

$$f* = \begin{cases} f & si\ f < f_c \\ f_c + \dfrac{f_u * - f_c}{f_f - f_c}(f - f_c) & si\ f > f_c \end{cases} \qquad \text{(II.57)}$$

avec :

- f_c : fraction volumique de cavités pour laquelle la coalescence débute,
- f_f : valeur finale de f à la rupture ductile,
- f_u : valeur ultime de f* (=1/q_1).

L'utilisation de la variable f* permet de simuler la rapide augmentation de la fraction volumique de porosités due à la coalescence des microcavités et ainsi la chute des contraintes.

II.5 Conclusion : approches adoptées pour la simulation de la mise en forme

L'état de l'art présenté dans ce chapitre permet de présélectionner un jeu d'équations à utiliser pour décrire le comportement des matériaux suivant les conditions de mise en forme envisagées c.-à-d. suivant les conditions thermomécaniques appliquées. À noter que dans ces premières analyses, comme indiqué au chapitre précédent, l'endommagement des matériaux ainsi que l'influence de la température n'apparaissent pas formellement dans les modèles utilisés. Ces approches seront développées dans les travaux qui s'inscrivent dans la continuité du projet.

Dans ce travail, deux approches ont été adoptées pour décrire le comportement des matériaux. La première consiste à utiliser des modèles simplifiés et propres à chaque procédé de mise en forme tandis que la seconde utilise une modélisation unifiée plus complexe permettant de reproduire tous les comportements possibles. La première approche présente l'avantage de pouvoir répondre rapidement aux besoins et jalons du projet en raison d'une implémentation déjà existante des modèles dans le code de calcul ABAQUS ou de l'utilisation de subroutines utilisateurs précédemment développées au sein du LAMPA reprenant en grande partie les modèles considérés.

Le Tableau II-5 résume les modèles matériaux mis en place dans chaque approche détaillée ci-dessous.

Approche	Procédé	Modèle matériau	Loi considérée	Nombre de paramètres
1	Emboutissage (AW551 & 2050)	Critère anisotrope	Hu2005	12
		Loi d'écoulement	Loi polynomiale	
1	Embout. /Relaxation (2050)	Critère anisotrope	Hill48	9
		Loi tabulée		
		Modèle de relaxation	Arrhenius	
1	Fluage (AW551)	Loi visqueuse	Bailey-Norton	3
2	Emboutissage (AW551 & 2050)	Critère anisotrope	Hu2005	17
		Écrouissage isotrope	Balieu	
		Écrouissage cinématique	Prager	
		Loi visqueuse	Arrhenius	
2	Embout. /Relaxation (2050)	Critère anisotrope	Hu2005	21
		Écrouissage isotrope	Balieu	
		Écrouissage cinématique	Prager	
		Loi visqueuse	Arrhenius	
		Modèle de relaxation	Arrhenius	
2	Fluage (AW551)	Modèle de Fluage	Arrhenius	3

Tableau II-5 : Modèles matériau choisis

Dans la première approche, le modèle matériau utilisé pour la mise en forme par emboutissage (alliage 2050 et AW551) repose sur la description d'un comportement élasto-plastique, indépendant de la vitesse de déformation. Un critère d'anisotropie est considéré afin de prendre en compte le fait que les tôles sont laminées et l'écoulement plastique est décrit par une loi polynomiale afin de décrire soit de l'écrouissage isotrope soit de l'adoucissement.

Les paramètres du modèle sont identifiés à partir des données expérimentales se rapprochant le plus possible de la vitesse de déformation moyenne vue par la pièce au cours de son formage. Un maintien en température étant réalisé après mise en forme pour l'alliage 2050 (cf. chapitre I), il est nécessaire de considérer un phénomène de relaxation des contraintes (c.-à-d. une dépendance des caractéristiques avec le temps). Cela est obtenu en enchaînant deux comportements : un comportement élasto-plastique pour la mise en forme et un comportement visqueux pour la relaxation.

Un modèle de comportement visqueux du type Arrhenius (loi sinus hyperbolique) permet alors de relaxer les contraintes dans la pièce préalablement déformée. Le critère de plasticité anisotrope de Hill48 a été utilisé avec une loi tabulée permettant de décrire le comportement plastique du matériau. Une subroutine CREEP déjà existante a ensuite été adaptée pour reproduire la relaxation des contraintes.

Le modèle utilisé pour la mise en forme par fluage (alliage AW551) repose sur l'utilisation d'un modèle visqueux du type Bailey-Norton sans prise en compte de l'anisotropie. Ce modèle est déjà implémenté dans ABAQUS.

En deuxième approche, un modèle de comportement unifié a été mis en place, dans ABAQUS, par le développement d'une subroutine utilisateur UMAT spécifique. Il repose sur une loi élasto-viscoplastique incrémentale avec prise en compte de l'anisotropie, d'un écrouissage mixte et de la capacité à décrire de l'adoucissement.

Ce modèle présente l'avantage de pouvoir décrire l'ensemble des comportements activés par les différents procédés de mise en forme. Toutefois, cela n'est vrai que tant que le matériau reste dans le domaine plastique (c.-à-d. tant que les contraintes mises en jeu restent supérieures à la limite d'élasticité).

Ce point constitue la principale limite du modèle développé. En effet, lors de la relaxation de l'alliage 2050 après sa mise en forme par emboutissage, les contraintes peuvent chuter jusqu'à des niveaux inférieurs à la limite d'élasticité, ou encore, lors de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551, la contrainte appliquée est inférieure à la limite d'élasticité. Ainsi, pour la relaxation, une amélioration du modèle a été proposée en incluant la prise en compte du comportement viscoélastique. Pour le fluage, le comportement viscoélastique a été plutôt implémenté dans une subroutine CREEP.

Le chapitre suivant présente les essais de caractérisation des matériaux étudiés qui permettront par la suite d'identifier les paramètres des modèles de comportement choisis.

Chapitre III.
Caractérisation du comportement des alliages étudiés

III.1 Introduction

La caractérisation d'un matériau repose sur la réalisation d'essais expérimentaux permettant d'identifier et d'analyser les comportements mis en jeu lors de sollicitations thermomécaniques représentatives des procédés de mise en forme envisagés. L'objectif d'une telle étude est de pouvoir mettre en place des modèles matériaux adaptés à la problématique.

Ce chapitre présente la caractérisation mécanique et l'analyse microstructurale des deux alliages d'aluminium étudiés (2050 et AW551). Les principaux essais mécaniques à réaliser en lien avec la problématique des travaux sont donnés dans le Tableau III-1.

	Type d'essai	**Matériau**	
		2050	**AW551**
Critère de plasticité (anisotrope)	Traction	x	x
Viscoplasticité	Traction	x	x
Écrouissage cinématique	Traction-Compression	x	-
Relaxation	Relaxation	x	-
Fluage	Fluage	-	x

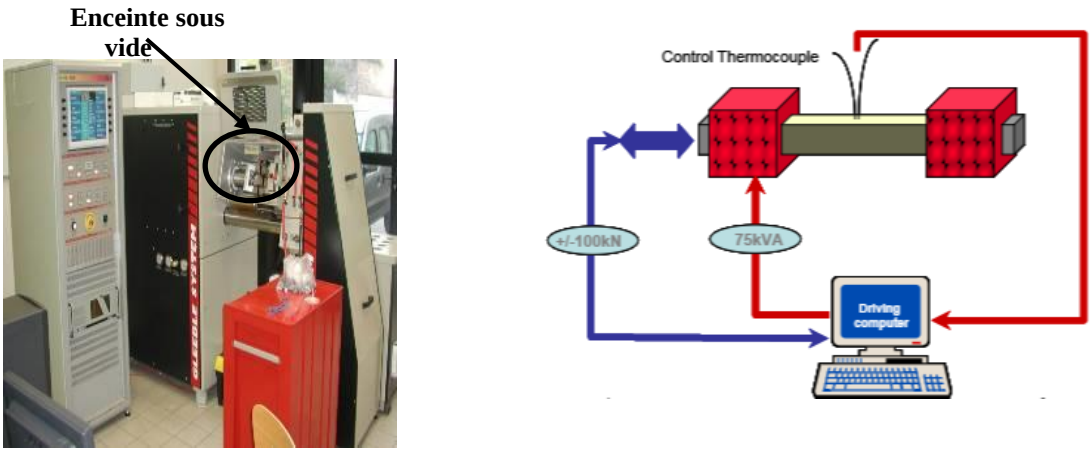
Tableau III-1 : Essais nécessaires pour l'identification des paramètres des lois envisagées

III.2 Moyens de caractérisation

III.2.1 Moyens de caractérisation mécanique : la machine GLEEBLE 3500

Tous les essais expérimentaux ont été réalisés sur le simulateur thermodynamique GLEEBLE 3500 du LAMPA (Figure III-1a). La Gleeble est une machine hydraulique capable d'appliquer un effort de 100kN, en traction comme en compression, avec des grandes vitesses de sollicitation pouvant atteindre 1m/s.

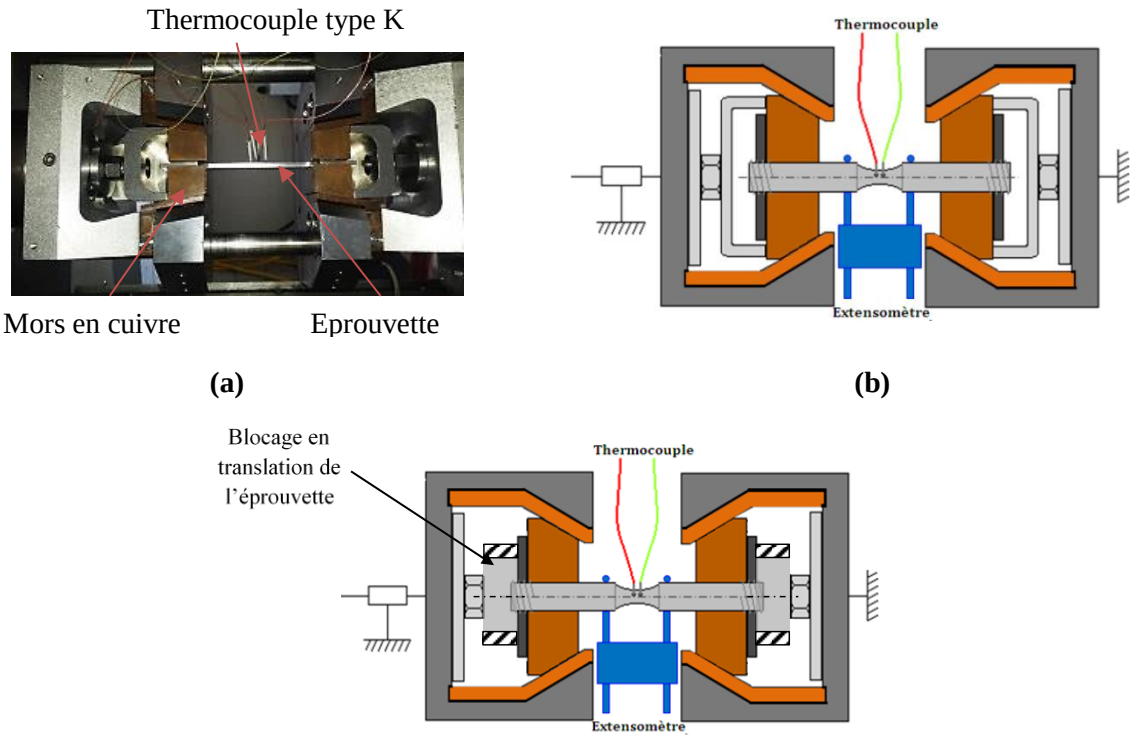
La Figure III-1b illustre le principe de fonctionnement de la machine. L'éprouvette est fixée entre deux mors en cuivre refroidis par circulation d'eau. Elle est chauffée par effet Joule, ce qui permet des vitesses de chauffage très élevées ainsi qu'une bonne homogénéité de la température dans la partie centrale de l'éprouvette. Un thermocouple de type K, constitué de deux fils de diamètre 0.2 mm, est soudé au milieu de la zone utile de l'éprouvette. Ce thermocouple permet de piloter la température en temps réel. Les essais sont généralement réalisés dans une enceinte sous vide afin de limiter l'oxydation des éprouvettes. Le contrôle de la Gleeble et l'enregistrement des résultats se fait via un ordinateur.



(a) **(b)**

Figure III-1 : (a) Gleeble 3500 et (b) Schéma de principe (Mahelle, 2007)

Le système de fixation des éprouvettes dans la Gleeble diffère selon le type d'essai et la forme des éprouvettes.



(a) **(b)**

(c)

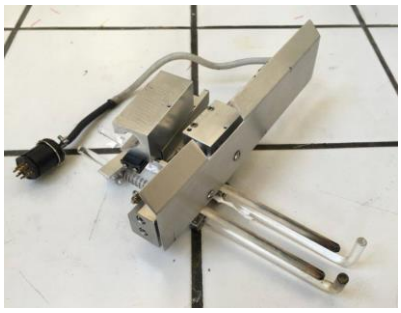
Figure III-2 : Dispositif de fixation pour les essais de : (a) Traction des éprouvettes plates, (b) Traction et relaxation des éprouvettes cylindriques et (c) Traction-Compression des éprouvettes cylindriques

Pour un essai de traction simple, des éprouvettes plates comme cylindriques peuvent être utilisées. Le dispositif présenté par la Figure III-2a est employé dans le premier cas tandis que celui présenté en Figure III-2b est utilisé dans le deuxième cas. Les éprouvettes plates sont fixées aux mors à l'aide de pions tandis que les éprouvettes cylindriques sont filetées à leurs extrémités et un écrou prenant appui sur l'arrière des mors en cuivre assure leur fixation. Quelle que soit la configuration, un U en acier est positionné à l'arrière de chaque mors en cuivre afin de maintenir ces derniers en position, en particulier pendant l'étape de chauffage.

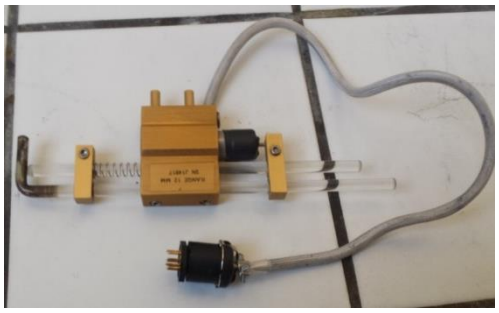
Pour un essai de traction-compression, seules des éprouvettes cylindriques peuvent être utilisées et le système de fixation est adapté afin de permettre la phase de compression. Comme montré en Figure III-2c, la fixation de l'éprouvette est toujours réalisée à l'aide d'un écrou mais un bloc cylindrique en acier est positionné à l'arrière de chaque mors en cuivre. Ces blocs, en contact avec les écrous et les extrémités des éprouvettes, empêchent tout mouvement de translation de l'ensemble.

Le déplacement longitudinal est mesuré par un extensomètre LVDT « modèle 39060 » placé au centre de l'éprouvette (Figure III-3a). L'extensomètre est composé de deux bras qui se translatent l'un par rapport à l'autre pendant l'essai. Chaque bras est composé d'une tige en alumine et d'une tige en quartz coudée, ce qui permet de réaliser des mesures jusqu'à des températures très élevées (avoisinant 1300°C). L'éprouvette est positionnée entre chaque tige d'alumine et de quartz et un ressort permet d'appliquer une légère pression des tiges sur l'éprouvette afin de garantir le bon maintien. L'extensomètre est positionné de telle sorte à avoir chaque bras à équidistance du centre de l'éprouvette. L'incertitude de cet instrument de mesure est de l'ordre de 2 µm. Ce dernier est destiné à être utilisé dans la mesure de la déformation plastique uniquement. Il n'est pas conçu pour mesurer la déformation élastique des matériaux.

Le déplacement transversal de l'éprouvette, autrement dit sa rétraction, est mesuré à l'aide d'un dilatomètre de type « C Gauge » (Figure III-3b). Celui-ci est constitué de deux tiges en quartz : une droite et une coudée. L'éprouvette est positionnée entre les deux tiges et le maintien est assuré par un ressort. Le dilatomètre est positionné au centre de l'éprouvette.



(a)

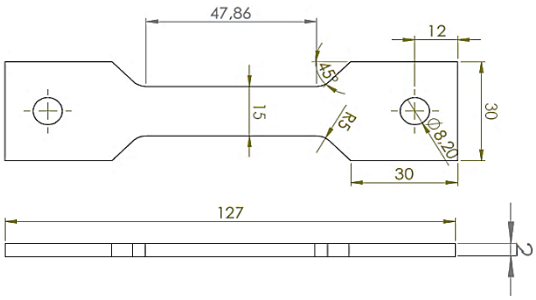


(b)

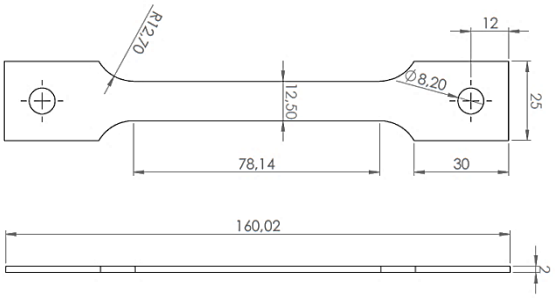
Figure III-3 : (a) Extensomètre LVDT modèle 39060 et (b) C Gauge

III.2.2 Mise en œuvre des essais préliminaires

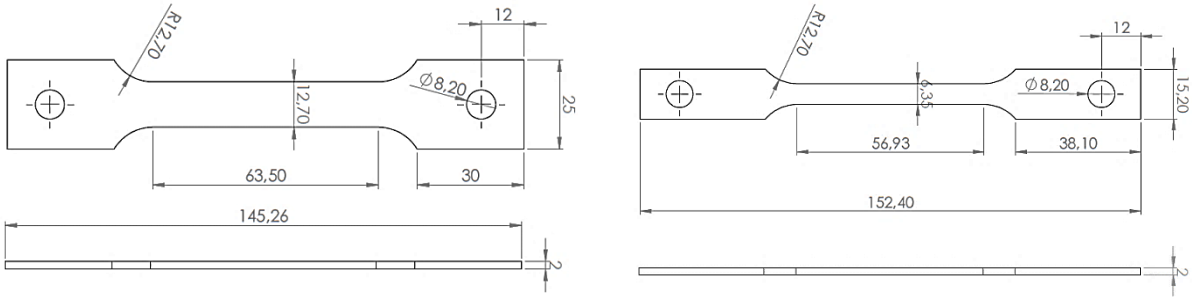
Dans le but d'assurer l'homogénéité de la température dans la zone utile, différentes formes d'éprouvette (Figure III-4) ont été testées notamment sur l'alliage AW551.



(a)



(b)



(c) **(d)**

Figure III-4 : Différentes formes d'éprouvettes testées : (a) Forme1, (b) Forme2, (c) Forme3 et (d) Forme4

Trois thermocouples, soudés dans le sens longitudinal (Figure III-5) et transversal sur l'éprouvette permettent la mesure de la température pendant la phase de chauffage mais aussi pendant la déformation.

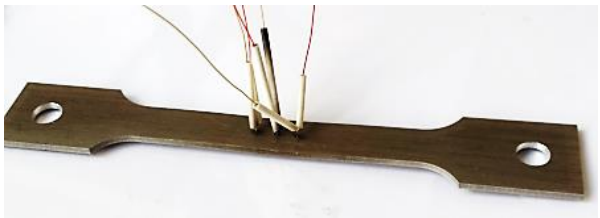
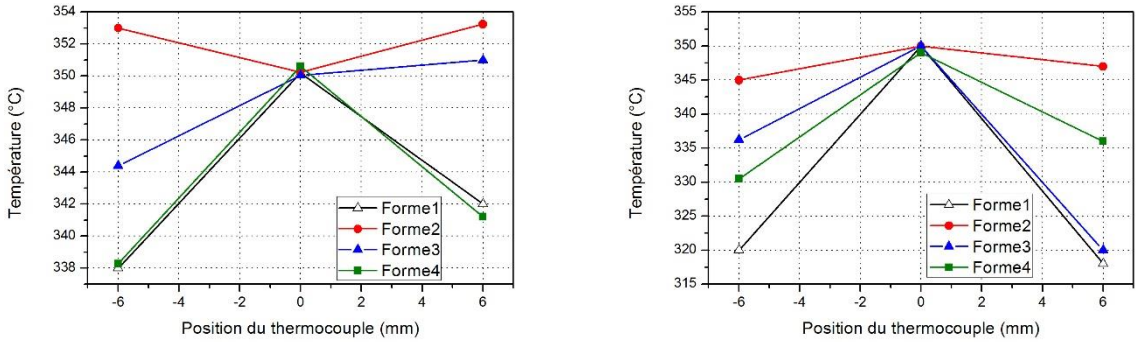


Figure III-5 : Soudage de thermocouples sur l'éprouvette dans le sens longitudinal

Les trois thermocouples sont positionnés, dans le sens longitudinal, à une distance, respectivement de -6, 0 et 6 mm du centre de l'éprouvette. La température (350°C) est maintenue pendant 20s avant le lancement de l'essai à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La Figure III-6 et le Tableau III-2 montrent les résultats obtenus pour les différentes formes d'éprouvettes (avant et après une déformation de 40%). Les essais ont été répétés trois fois et chaque essai a pris une heure de mise en œuvre.



(a) **(b)**

Figure III-6 : Variation de la température en fonction de la géométrie : (a) avant déformation, (b) après déformation (0.4)

Forme de l'éprouvette	Position du thermocouple (mm)	Température maximale avant déformation (°C)	Variation de la température	Température maximale après déformation (°C)	Variation de la température
Forme_1	-6	337,99	-12 °C	320	-32°C
	0	350,19		350	
	6	342		318	
Forme_2	-6	353	+3 °C	345	-5°C
	0	350,23		350	
	6	353,24		347	
Forme_3	-6	344,39	-6 °C	336,23	-30°C
	0	350,05		350	
	6	351		320	
Forme_4	-6	338,28	-12 °C	330,46	-20°C
	0	350,62		349	
	6	341,21		336	

Tableau III-2 : Résultats de mesure de la température avec les différentes formes d'éprouvette

En comparant les températures mesurées pour les différents cas, les résultats montrent que la deuxième forme conduit à une meilleure homogénéisation de la température (350±5°C) avant et après une déformation de 40% sur une zone utile de 12 mm.

Pour valider ce résultat, une vérification de l'homogénéité transversale de la température est nécessaire. Des essais de traction ont été effectués sur la Gleeble avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} tout en soudant trois thermocouples sur l'éprouvette distants de 4 mm en transverse par rapport au centre. Une comparaison entre les températures avant et après déformation est représentée sur la Figure III-7 et le Tableau III-3.

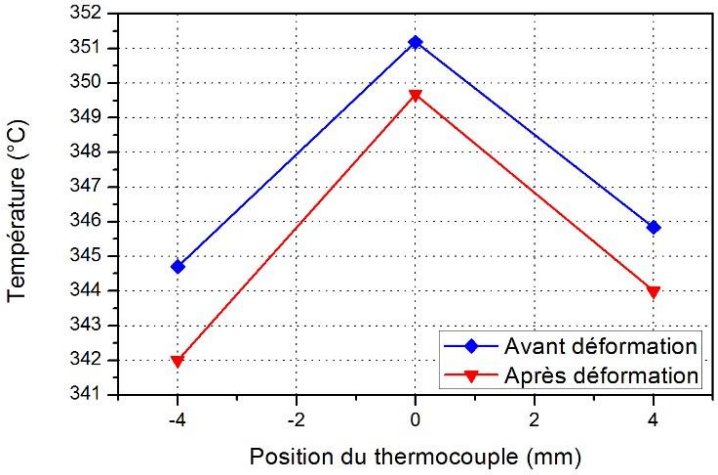


Figure III-7 : Évolution de la température avant et après déformation (40%)

Position du thermocouple (mm)	Température maximale avant déformation (°C)	Variation de la température	Température maximale après déformation (°C)	Variation de la température
-4	344,7	-6 °C	342	-8 °C
0	351,18		349,67	
4	345,84		344	

Tableau III-3 : Résultats de mesure de la température avant et après déformation (40%)

Les résultats de ces essais montrent que la deuxième forme d'éprouvette assure une homogénéité transversale de température avant et après une déformation de 40%.

Par conséquence, cette forme est retenue pour les essais de traction, à différentes températures et vitesses de déformation.

L'homogénéité de la température donnée avec cette forme d'éprouvette a été vérifiée sur l'alliage A2050 à l'aide d'essais de traction avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à une température de 150°C. L'épaisseur des éprouvettes pour cet alliage est de 4mm au lieu de 2mm (pour l'alliage AW551). Les résultats (Annexe A) montrent aussi une bonne homogénéité de la température dans la zone utile de l'éprouvette.

III.2.3 Moyens de caractérisation microstructurale

Afin de révéler la microstructure des alliages étudiés, un microscope optique à lumière polarisée a été utilisé (Figure III-8a). L'alliage 2050 est attaqué avec le réactif de Keller (pendant 30 secondes) tandis que l'alliage AW551 subit une attaque électrochimique de Barker (pendant 60 secondes).

Les facies de rupture des éprouvettes issues des essais expérimentaux sont également étudiés afin de déterminer les modes de rupture activés. Ces analyses ont été effectuées en utilisant le microscope électronique à balayage (FEG) du LAMPA (Figure III-8b).

(a)

(b)

Figure III-8 : (a) Microscope optique à lumière polarisée et (b) Microscope Électronique à Balayage (MEB)

III.3 Configurations opératoires

III.3.1 Forme des éprouvettes

Des éprouvettes plates, ayant la forme 2, ont été utilisées pour réaliser les essais de traction sur les deux alliages (2050 et AW551) ainsi que les essais de fluage sur l'alliage AW551. La largeur initiale de la partie utile vaut 12,5mm pour des échantillons d'épaisseur 4mm et 2 mm respectivement pour le 2050 et l'AW551. Ce qui donne une section utile initiale S_0 de 50mm² et de 25 mm² respectivement pour le 2050 et l'AW551. Des congés de raccordement entre les têtes et la zone centrale de l'éprouvette permettent d'éviter les concentrations de contrainte susceptibles de provoquer la rupture dans ces zones.

Des éprouvettes cylindriques ont été employées pour la réalisation des essais de traction-compression et de relaxation sur l'alliage 2050.

III.3.2 Moyens de découpe des éprouvettes

Le découpage des éprouvettes de traction utilisées pour l'alliage 2050 a été réalisé par fraisage. Une étude comparative des caractéristiques mécaniques de l'alliage entre une découpe par fraisage et une découpe par électroérosion a été réalisée. Les résultats montrent que, quelle que soit la méthode d'élaboration des éprouvettes, le comportement du matériau est inchangé.

Les corps des éprouvettes cylindriques de relaxation ont été extraits d'un bloc de matière par un procédé d'électroérosion à fil comme le montre la Figure III-9a. Une opération complémentaire de filetage a été réalisée à chaque extrémité des éprouvettes afin de pouvoir les utiliser sur le montage de la Gleeble (Figure III-9b).

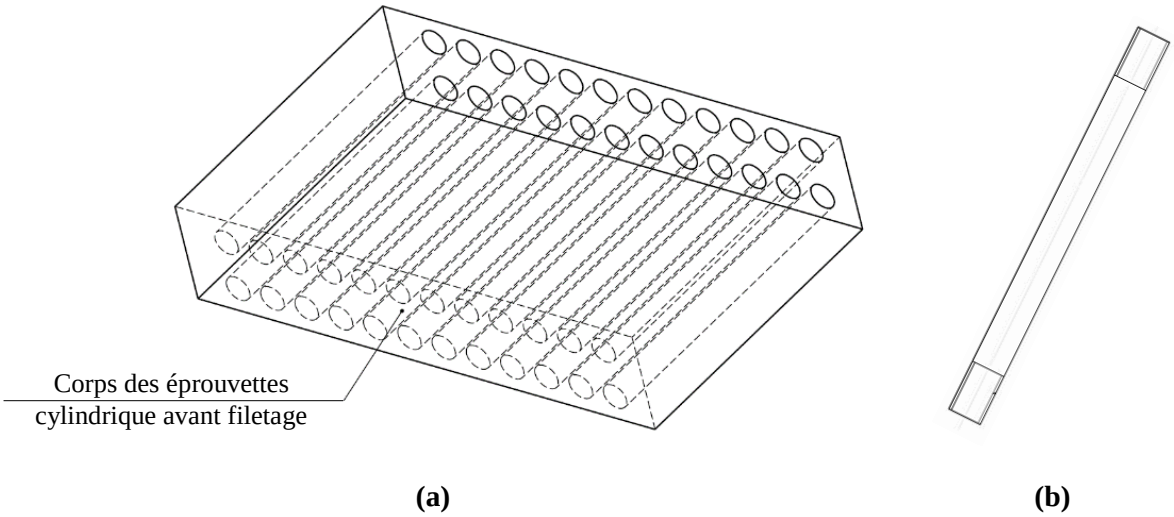


Figure III-9 : (a) Prélèvement des éprouvettes cylindriques à partir de la tôle de 40mm de l'alliage 2050 et (b) Forme finale de l'éprouvette

Les éprouvettes utilisées pour les essais de traction et de fluage de l'alliage AW551 ont été découpées par électroérosion.

III.3.3 Cycles thermiques à imposer pendant les essais

En règle générale, la phase de chauffage d'une tôle est considérée comme une étape très importante lors de la mise en forme d'alliages d'aluminium car elle est généralement source de transformation microstructurale. Être capable de réaliser les essais mécaniques en suivant le même historique thermique que celui appliqué lors de la mise en forme est fondamental.

Une simulation du chauffage nécessaire pour les pièces prototypes a été effectuée sous ANSYS par AIRBUS pour chaque matériau dans le but de déterminer le cycle thermique assurant l'homogénéité de la température au cœur des tôles. La Figure III-10 représente les cycles thermiques obtenus pour garantir une température de 150°C et de 350°C respectivement sur une tôle de 2050 et d'AW551. Ces simulations ont été réalisées sur des tôles avec des épaisseurs de 40 et 2mm.

Les résultats montrent que :

- des temps de maintien de deux heures et d'une heure sont suffisants pour avoir la même température respectivement dans la tôle de 40mm (en 2050 et en AW551) et dans la tôle de 2mm (en AW551).
- des vitesses de chauffe de 1.64°C/s, 0.14°C/s et 0.047 °C/s respectivement pour la tôle de 2 mm (en AW551), de 40 mm (en AW551) et pour la tôle de 40 mm (en 2050).

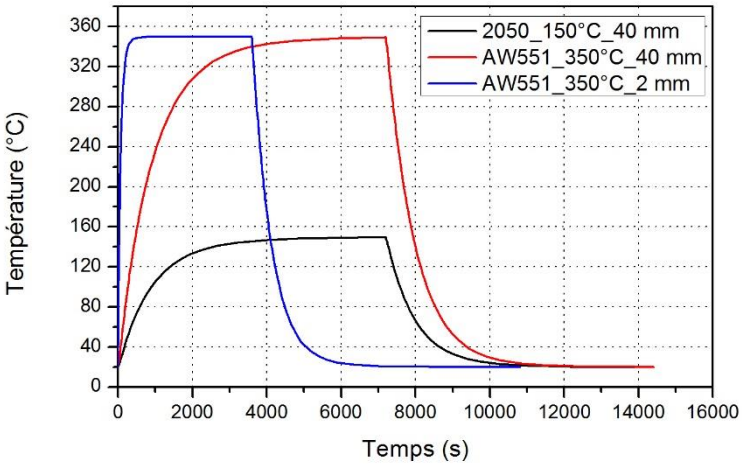
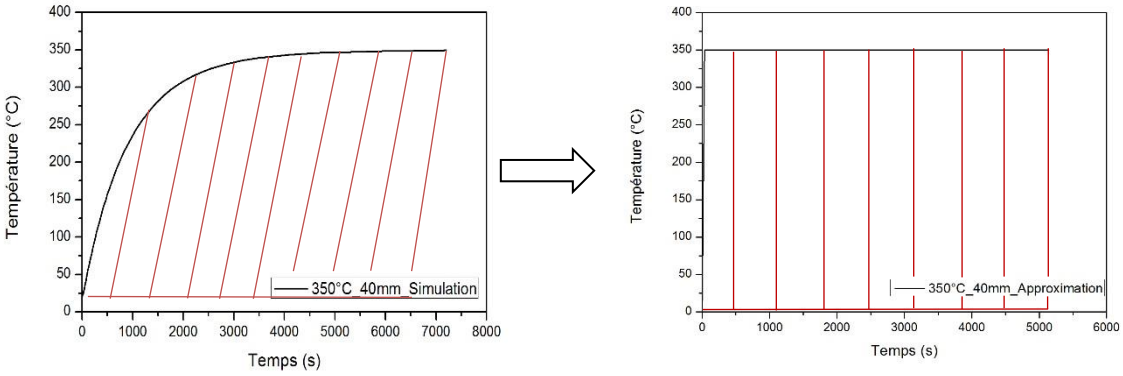


Figure III-10 : Cycles de chauffage des tôles en 2050 (40mm) et en AW551 (2 et 40mm)

Appliquer ces cycles thermiques lors des essais mécaniques conduirait à des durées d'essai relativement importantes. Afin d'optimiser cette durée, une adaptation des cycles thermiques théoriques est proposée. Cette étude a été réalisée uniquement pour le cycle thermique de la mise en forme à chaud de l'alliage AW551 qui est considéré comme le cas le plus critique. En effet, le cycle thermique appliqué sur l'alliage AW551 permet une bonne mise en solution jusqu'au cœur même de la tôle tandis que le cycle thermique appliqué sur l'alliage 2050 ne permet que d'assurer une homogénéité de température dans la tôle (la transformation microstructurale de cet alliage par apparition de précipité n'intervenant qu'au bout de 6h).



(a) **(b)**

Figure III-11 : (a) Cycle lent pour AW551 extrait de la simulation, (b) Cycle lent avec $\dot{T}$=10°C/s et tmain= 85 min

La Figure III-11 présente l'approximation choisie : elle a été réalisée de telle sorte à conserver la même aire sous la courbe (même quantité de chaleur mise en jeu). Cela conduit à un cycle thermique composé d'une étape de chauffe à la vitesse 10°C/s jusqu'à 350° suivie d'un temps de maintien de 85 min (Figure III-11b). Ces cycles (initial et approximé) ont été réalisés sur la Gleeble pour un essai de traction à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. Les courbes contrainte-déformation obtenues sont tracées en Figure III-12. Quel que soit le cycle appliqué, l'alliage AW551 présente le même comportement mécanique. Des temps de maintien plus courts ont également été testés pour le cycle approximé afin de réduire la durée des essais. Comme l'indique la Figure III-12, nous pouvons observer qu'un temps de maintien de 20s (au lieu de 85min) après un chauffage à 350°C en 10°C/s conduit au même comportement mécanique.

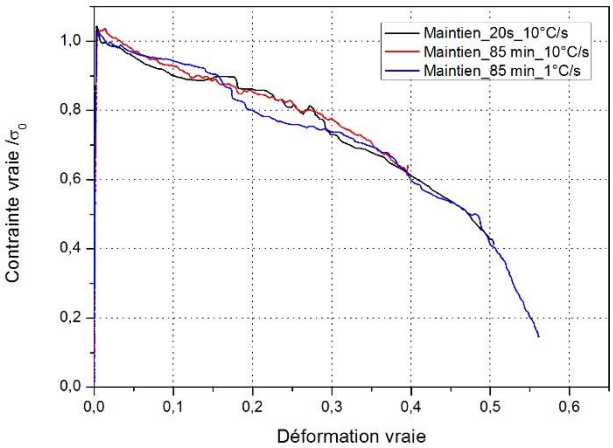


Figure III-12. Courbes contrainte-déformation obtenues à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} illustrant l'influence du temps de maintien et de la vitesse de chauffage sur le comportement de l'alliage AW551

Il apparaît clairement que le temps de maintien et la vitesse de chauffage n'ont pas d'influence significative sur le comportement du matériau. Un cycle thermique court : $\dot{T}$=10°C/s suivi d'un temps de maintien de 20s à la température d'essai sera donc utilisé pour la campagne expérimentale de l'alliage AW551. Ce même cycle sera également préconisé pour l'alliage 2050.

III.4 Caractérisation du comportement de l'alliage 2050

L'alliage 2050 est fourni sous forme d'une tôle de 40 mm d'épaisseur issue du procédé de laminage à chaud. En général, ce procédé d'obtention introduit une certaine anisotropie dans le matériau qui doit être prise en compte dans la modélisation du comportement de l'alliage. Afin de caractériser l'anisotropie à chaud de l'alliage et son comportement sous les conditions thermomécaniques du procédé de mise en forme (présentées dans le Chapitre 1), des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes plates, prélevées à 0°, 45° et 90° par rapport au sens de laminage, avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à la température de revenu de l'alliage (soit 150°C).

Durant le procédé de mise en forme par emboutissage, un maintien à la température de revenu est réalisé afin d'assurer le durcissement par précipitation, ce qui conduit à une relaxation des contraintes. Dans le but de caractériser ce phénomène, des essais de relaxation ont été réalisés à 150°C sur des éprouvettes cylindriques préalablement déformées avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} jusqu'à différents niveaux de déformation (4%, 8%, 12% et 16%).

Ce phénomène de relaxation s'accompagne généralement d'une diminution du retour élastique qui doit être évalué avec précision. Comme Tang et al. (Tang, et al., 2010) l'ont montré dans leur étude sur un alliage 6022-T4, la prise en considération de l'effet Bauschinger est essentielle pour améliorer la prédiction du retour élastique. A cet effet, des essais alternés de traction-compression à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à différents taux de déformation (4%, 15% et 18%) ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques.

Des essais complémentaires ont également été réalisés afin d'étudier l'influence de la température et du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage 2050 :

- des essais de traction à 200°C et 250°C, avec différentes vitesses de déformation ($5x10^{-2}$, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et dans la direction de laminage (0°) ;
- des essais de traction sur des éprouvettes présentant différents rayons d'entaille, mis en œuvre à la température de revenu (soit 150°C), avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et selon la direction de laminage (soit 0°).

Afin de vérifier la répétabilité du comportement, trois essais ont été réalisés pour chaque configuration expérimentale. La répétabilité étant relativement correcte (écart moyen de 4%), les résultats détaillés ci-après ne montrent que des données moyennées.

III.4.1 Influence de la zone de prélèvement des éprouvettes dans la tôle de 40mm d'épaisseur

L'étude de l'évolution de la texture cristallographique dans l'épaisseur de la tôle (réalisée au Chapitre 1) a montré qu'une texture différente est présente entre le quart et le milieu de la tôle. Afin de cerner l'effet de ce changement de texture sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage, des essais de traction uniaxiale ont été réalisés sur des éprouvettes prélevées au quart et au milieu de la tôle comme le montre la Figure III-13.

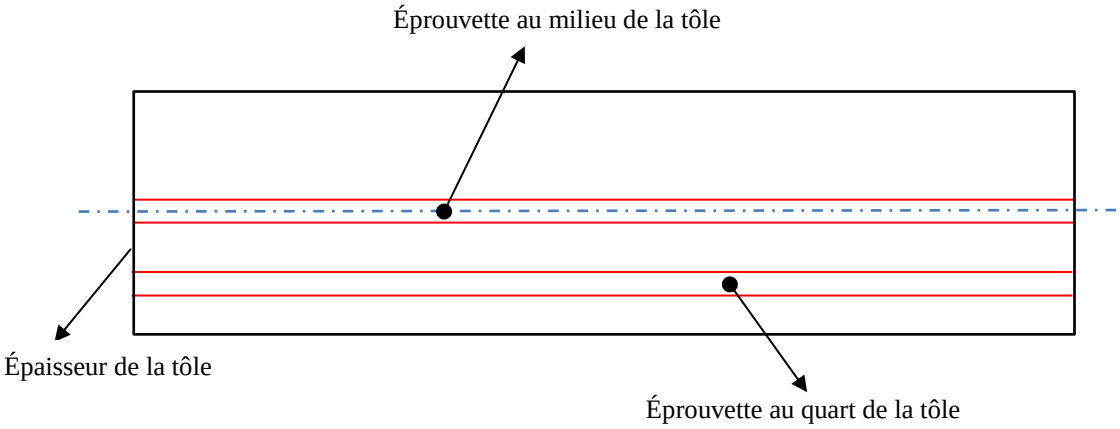
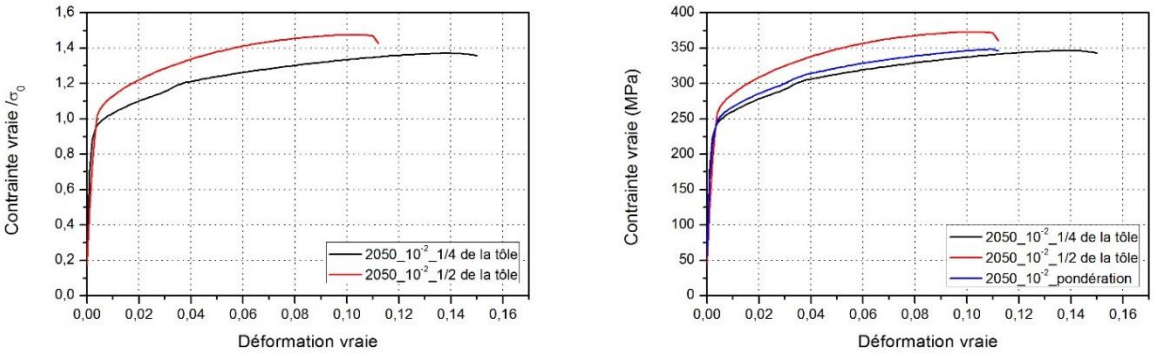


Figure III-13 : Prélèvement des éprouvettes dans l'épaisseur de la tôle de l'alliage 2050

La Figure III-14a représente une comparaison entre les résultats des essais de traction à 150°C jusqu'à rupture, réalisés avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}, sur des éprouvettes prélevées au quart et au milieu de la tôle selon la direction de laminage. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

Quelle que soit la zone de prélèvement de l'éprouvette (au milieu ou bien au quart de la tôle), l'alliage présente un comportement classique avec une partie élastique, suivie d'une phase d'écrouissage avant la rupture totale de l'éprouvette. Toutefois, une augmentation du niveau de contrainte ainsi qu'une diminution de l'allongement à rupture intervient lorsque l'éprouvette provient du milieu de la tôle.



(a) **(b)**

Figure III-14 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) avec pondération

Ainsi, pour chaque configuration expérimentale, il est nécessaire de réaliser les essais sur des éprouvettes issues du milieu et du quart de la tôle. Une moyenne pondérée est ensuite calculée pour obtenir les caractéristiques moyennes de l'alliage. La moyenne pondérée est donnée par l'équation (III.1) qui a été fournie par CONSTELLIUM. Il est possible de constater qu'un poids plus important est donné au comportement le plus proche de la surface (au quart et au trois quarts de la tôle) puisque la tôle est principalement sollicitée en flexion durant le procédé de mise en forme.

$$\sigma = \left[\left(0.375 \times \sigma_{(1/4)}\right) + \left(0.375 \times \sigma_{(3/4)}\right) + \left(0.25 \times \sigma_{(1/2)}\right)\right] \div (0.375 + 0.375 + 0.25) \quad \text{(III.1)}$$

Le résultat de la pondération est représenté sur la Figure III-14b : la contrainte pondérée est proche de celle issue des analyses réalisées au quart de la tôle. En ce qui concerne l'allongement à rupture, le cas le plus extrême a été considéré où le niveau de déformation est le plus faible.

L'approche détaillée ci-dessus est appliquée sur tous les résultats de l'étude portant sur l'alliage 2050.

III.4.2 Caractérisation de l'anisotropie plastique de l'alliage 2050

Un matériau est considéré comme isotrope lorsque ses propriétés mécaniques sont identiques quelle que soit la direction de sollicitation. Cependant, un matériau peut développer une anisotropie de comportement après certains procédés de mise en forme tels que le laminage et le forgeage.

Le coefficient d'anisotropie de Lankford, r_α, est un bon indicateur de l'anisotropie plastique d'un matériau dans une direction donnée. Il se définit comme le rapport de la variation de largeur sur la variation d'épaisseur de l'éprouvette durant un essai de traction uniaxiale :

$$r_\alpha = \frac{d\varepsilon^p_{\alpha+90}}{d\varepsilon^p_{33}} \quad \text{(III.2)}$$

où ε^p_{33} est la déformation plastique dans l'épaisseur.

Lors d'un essai de traction, il est très difficile de mesurer précisément la déformation selon l'épaisseur. Pour résoudre ce problème, l'hypothèse d'incompressibilité plastique du matériau, donnée par l'équation (III.3) est utilisée.

$$\varepsilon^p_{11} + \varepsilon^p_{22} + \varepsilon^p_{33} = 0 \quad \text{(III.3)}$$

La déformation plastique selon l'épaisseur est alors déduite à partir des déformations transversales et longitudinales, qui sont plus faciles à obtenir.

$$\varepsilon^p_{33} = -\varepsilon^p_{11} - \varepsilon^p_{22} \quad \text{(III.4)}$$

En pratique, les coefficients d'anisotropie sont calculés selon trois directions de prélèvement par rapport au sens du laminage (0°, 45° et 90°). Une valeur moyenne est par la suite déterminée à l'aide de l'équation (III.5). Cette valeur nous permet de juger sur l'anisotropie plastique du matériau. En effet, plus cette valeur est grande, plus l'amincissement moyen sera faible pour un allongement donné et plus le caractère anisotrope du matériau sera important. Une valeur de 1 correspond à un matériau isotrope.

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2 \times r_{45} + r_{90}}{4} \quad \text{(III.5)}$$

Afin de caractériser ce comportement anisotrope, des essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes découpés à 0°, 45° et 90° par rapport au sens du laminage à différentes vitesses de

déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à la température de revenu de l'alliage (soit 150°C). Les courbes contrainte-déformation normalisés et pondérés obtenues sont tracées en Figure III-15.

L'anisotropie sur la contrainte d'écoulement est peu marquée : les contraintes pour 0° et 90° sont très proches et celle pour 45° est légèrement inférieure aux deux autres. En revanche, l'anisotropie sur l'allongement à la rupture semble plus marquée. L'orientation à 45° semble conduire à l'allongement le plus grand alors que l'orientation à 0° conduit à l'allongement le plus faible. Quelle que soit la vitesse de déformation, le même effet de l'orientation sur la réponse mécanique de l'alliage est observé.

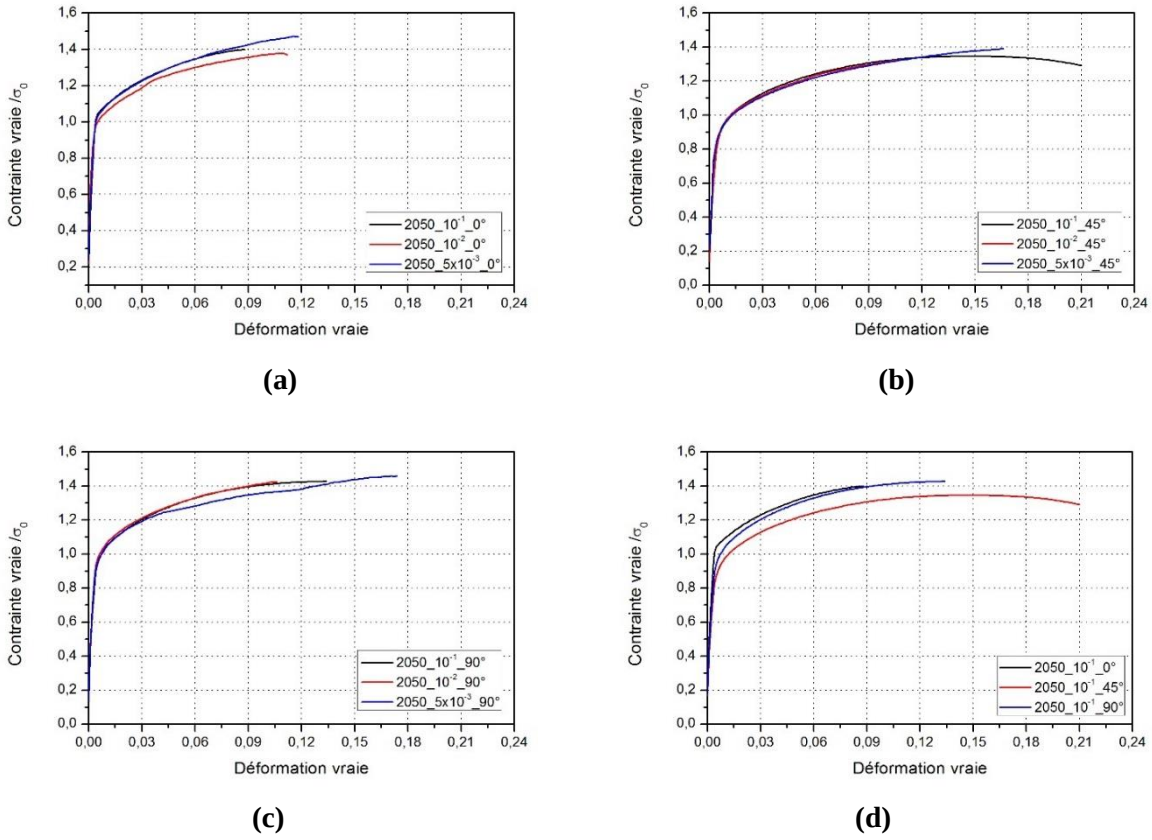


Figure III-15 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°)

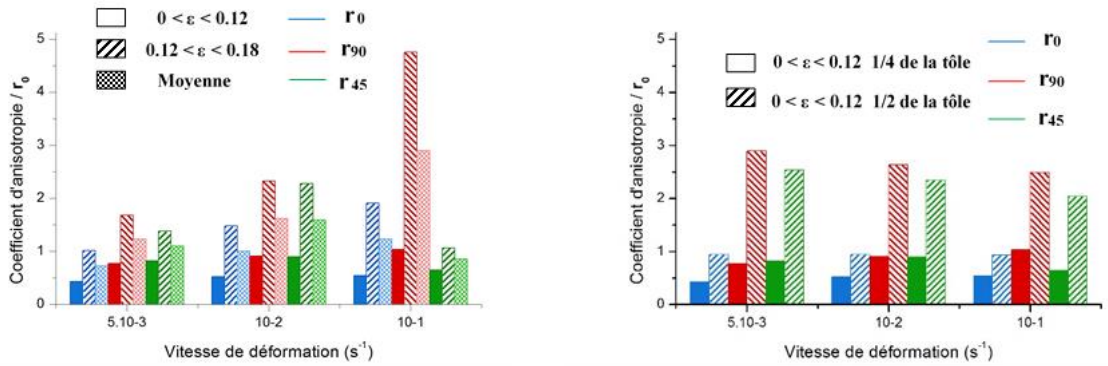
À partir de ces courbes, les coefficients d'anisotropie ont été calculés en utilisant les déformations longitudinales et transversales mesurées à l'aide des deux extensomètres placés sur l'éprouvette. Les limites d'élasticité dans chacune des directions ont également été déterminées.

III.4.2.1 Évolution des coefficients d'anisotropie

La Figure III-16a montre l'évolution des coefficients d'anisotropie (r_0, r_{45} et r_{90}) en fonction de la vitesse de déformation pour les essais réalisés avec les éprouvettes issues du quart de la tôle. Ces coefficients ont été normalisés par « r_0 » : coefficient d'anisotropie moyenne trouvé au quart de la tôle, selon la direction du laminage et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. Deux plages de déformation ont été considérées lors de l'identification des coefficients d'anisotropie. Il est d'ailleurs possible de constater que les coefficients évoluent de manière croissante en fonction de la déformation. Ceci peut être expliqué par le fait que les grains se déforment dans la direction de sollicitation au cours de la déformation plastique engendrant ainsi une accentuation de l'anisotropie. Cette constatation est vérifiée pour toutes les vitesses de déformation. L'influence de la vitesse de déformation sur les

coefficients d'anisotropie est plus difficile à mettre en évidence, mais il semblerait qu'un phénomène d'accroissement puisse également être observé.

La Figure III-16b montre l'évolution des coefficients d'anisotropie normalisés en fonction de la vitesse de déformation pour les essais réalisés avec les éprouvettes issues du milieu de la tôle. Une seule plage de déformation est ici considérée puisque la rupture intervient de manière précoce. La même tendance que pour le quart de la tôle est obtenue : le coefficient r_{90} est le plus élevée alors que r_0 est le plus faible. L'influence de la vitesse de déformation sur l'évolution de la valeur des coefficients n'est en revanche pas vérifiée. Mais les coefficients d'anisotropie sont globalement plus élevés : comme illustré en Figure III-16b, sur une même plage de déformation et à vitesse de déformation identique, les coefficients d'anisotropie peuvent être multipliés par deux voir plus entre le quart et le milieu de la tôle.



(a) **(b)**

Figure III-16 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart de la tôle, (b) comparaison entre les résultats au quart et au milieu de la tôle

Pour des raisons de simplification, une moyenne de toutes les données a été calculée : les données entre le quart et le milieu de tôle sont d'abord pondérées puis moyennées sur toute la plage de déformation et enfin entre toutes les vitesses. Le résultat est récapitulé dans le Tableau III-4. Le coefficient r_{90} reste le plus élevé alors que r_0 est le plus faible. Cela conduit à un coefficient de Lankford aux alentours de 1,53, soulignant ainsi une légère anisotropie de l'alliage.

r_0/r_0	r_{90}/r_0	r_{45}/r_0
1	2.06	1.33

Tableau III-4 : Les valeurs moyennes de coefficients d'anisotropie pondérés et normalisés de l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement

III.4.2.2 Évolution des limites d'élasticité

La Figure III-17a montre l'évolution des limites d'élasticité en fonction de la vitesse de déformation, selon différentes directions de prélèvements (0°, 45° et 90°) et selon la zone de prélèvement de l'éprouvette (quart ou milieu de tôle). Ces données ont été normalisées par « σ_0 » : limite d'élasticité pondérée obtenue selon la direction de laminage et avec une vitesse de déformation de déformation de 10^{-2} s^{-1}.

La vitesse de déformation, la direction de prélèvement et la position de l'éprouvette dans l'épaisseur de la tôle n'ont pas une grande influence sur la limite d'élasticité de l'alliage 2050.

La Figure III-17b représente l'évolution de la limite d'élasticité pondérée en fonction de la vitesse de déformation. Il est possible de constater que : la limite d'élasticité à 0° est la plus élevée alors que celle à 45° est la plus faible et ceci est vérifiée quelle que soit la vitesse de déformation.

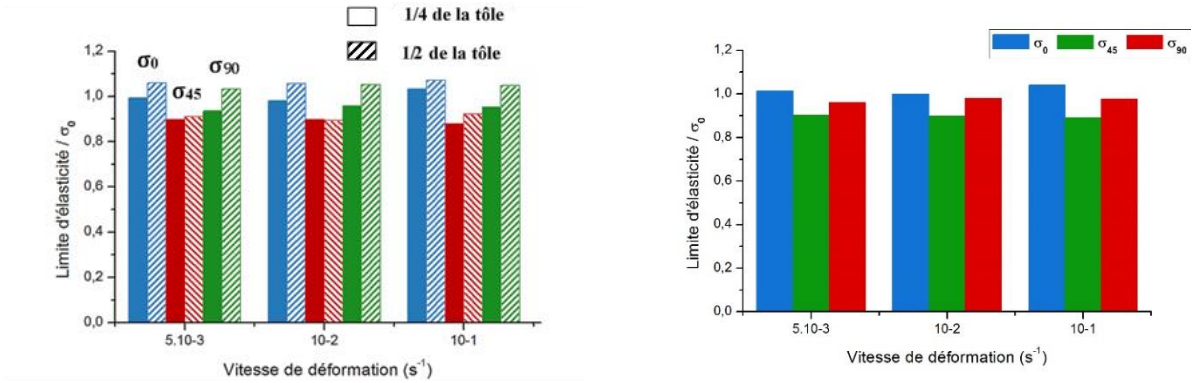


Figure III-17 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) moyenne pondérée

III.4.3 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage 2050

La viscoplasticité est décrite par un comportement inélastique dépendant de la vitesse de déformation. Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 150°C avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon la direction du laminage (0°) sont données en Figure III-18. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

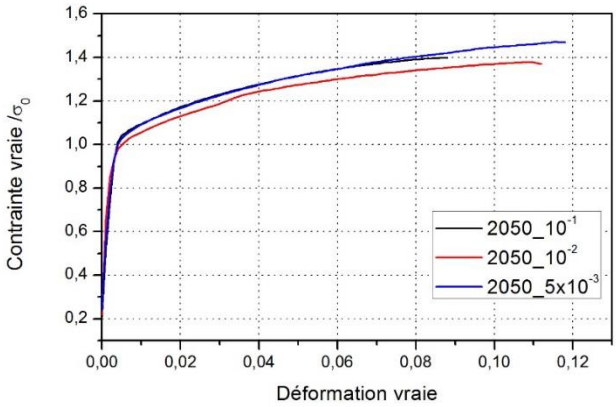


Figure III-18 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 pour différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à une température de 150°C

Les courbes montrent que l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement de l'alliage est peu marqué. En effet, une légère augmentation du niveau de la contrainte, de 4%, a été constatée lorsque la vitesse de déformation passe de 10^{-2} à 10^{-1} s^{-1}. Par contre, avec une vitesse de déformation de 5.10^{-3} s^{-1} le niveau de contrainte est quasiment le même que celui à 10^{-1} s^{-1} Cela pourrait s'expliquer par le fait que cette vitesse de déformation est relativement faible et qu'elle met en jeu de faibles niveaux d'efforts, qui ne sont pas en accord avec la plage de précision de la machine Gleeble. Un effet visqueux a cependant été remarqué : l'augmentation de la vitesse de déformation engendre une certaine diminution de l'allongement à la rupture, si les données à 5.10^{-3} s^{-1} ne sont pas prises en compte.

Des observations microstructurales ont été réalisées sur les éprouvettes déformées. La Figure III-19 présente les images de la microstructure obtenues pour différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}), une température de 150°C et une orientation de 0° par rapport à la direction de laminage.

Il est possible d'observer, quelle que soit la vitesse de déformation, des grains allongés préférentiellement dans une direction, soulignant la présence d'une structure laminée. La vitesse de déformation n'a donc pas modifié l'organisation des grains.

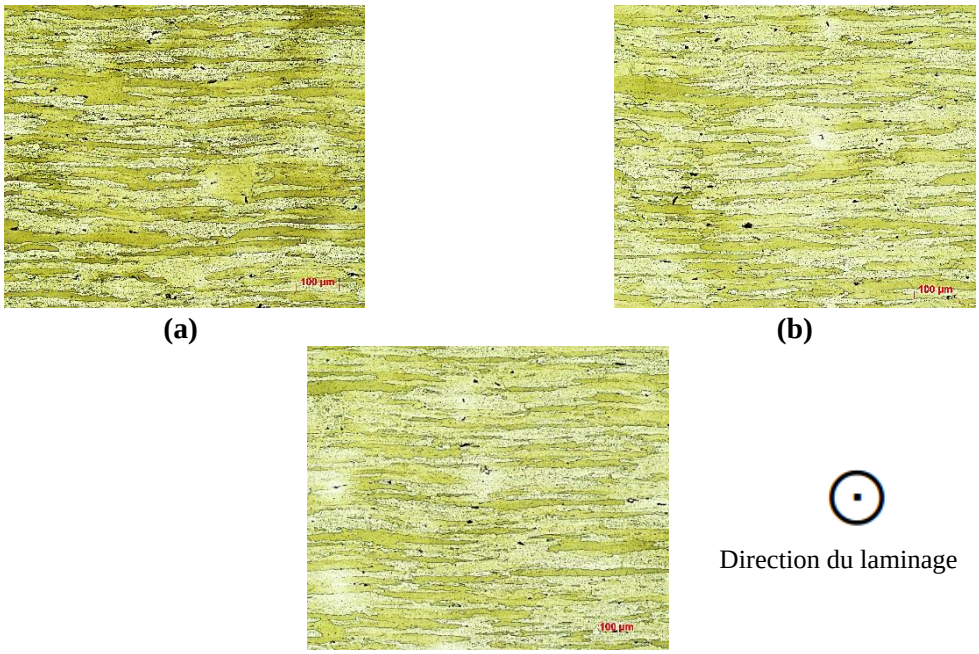


Figure III-19 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 en fonction de la vitesse de déformation : (a) 10^{-1}, (b) 10^{-2} et (b) 5.10^{-3} s^{-1} à une température de 150°C

III.4.4 Influence de la température sur le comportement de l'alliage 2050

L'influence de la température a été étudiée par la mise en œuvre d'essais de traction, selon la direction du laminage, à différentes températures (200°C et 250°C) et avec deux vitesses de déformation (10^{-2} et 5.10^{-2} s^{-1}). La Figure III-20 montre l'évolution normalisée de la contrainte vraie issue des essais à différentes températures. La normalisation a été effectuée avec la limite d'élasticité σ_0 obtenue à une température de 250°C avec une vitesse de 5.10^{-2} s^{-1}.

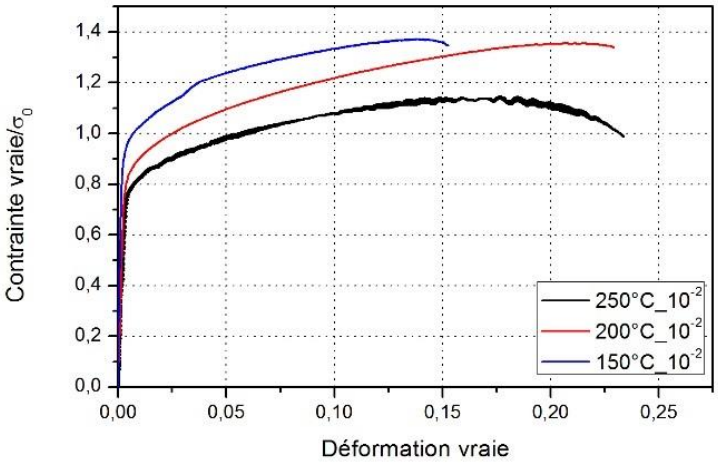
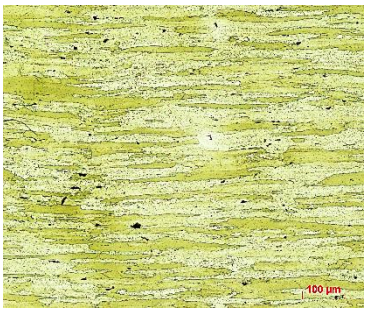


Figure III-20 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (150°C, 200°C et 250°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

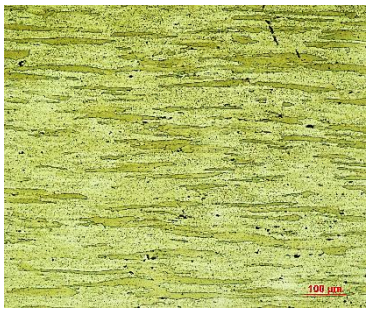
Les résultats montrent qu'une augmentation de la température tend à diminuer le niveau de contrainte et augmenter l'allongement à rupture : une diminution de la contrainte de 16% et une augmentation de l'allongement de 13% est obtenue pour une augmentation de 20% de la température (c.-à-d. de 50°C). Le caractère visqueux est toujours peu marqué à ces niveaux de température.

Une observation microstructurale a été effectuée sur les éprouvettes obtenues à partir des essais de traction à différentes température (150, 200 et 250°C) pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et une orientation de 0°. La Figure III-21 montre les microstructures obtenues : une diminution de la taille de grain semble intervenir avec l'augmentation de la température, en particulier pour la température la plus élevée.



(a)

(b)



(c)

Direction du laminage

Figure III-21 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 à différentes températures :(a) 150, (b) 200 et (c) 250°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

III.4.5 Caractérisation de l'effet Bauschinger pour l'alliage 2050

L'effet Bauschinger est intrinsèquement associé au phénomène d'écrouissage cinématique. Il se caractérise par l'évolution de la limite d'élasticité lors d'un chargement cyclique. La contrainte de seuil en compression est moins importante (en valeur absolue) que celle obtenue en traction. Ce phénomène, dans le cas des métaux, est expliqué par la distribution des dislocations qui, au cours de la déformation, se multiplient le long des joints de grain et s'enchevêtrent. Selon la structure résultant de l'opération de formage, on distingue généralement deux mécanismes associés à l'effet Bauschinger (Pink, 2016):

- « La présence des contraintes résiduelles locales qui favorise le développement de dislocations dans la direction de contre-charge et qui tend à diminuer la limite élastique. La concentration de dislocations aux joints de grain et la formation de boucles d'Orowan autour des précipités durs sont les deux causes essentielles de ces contraintes résiduelles.
- Lorsque la direction de déformation est inversée, le mécanisme de plastification engendre des dislocations qui ont un vecteur de Burgers opposé à celui des dislocations précédentes. Les dislocations ont donc tendance à s'annuler, ce qui diminue la limite élastique ».

Ce phénomène a une influence significative sur le retour élastique et doit ainsi être pris en compte dans la modélisation du comportement de l'alliage. À cet effet, des essais de traction-compression, pilotés en déformation, ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques à différents niveaux de déformation. Trois niveaux de déformation ont été choisis : 4, 15 et 18%, ce qui globalement permet de balayer les niveaux de déformation mis en jeu lors de la mise en forme. Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 150°C sous un chargement cyclique et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} sont tracées en Figure III-22. La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité de l'alliage selon la direction de laminage (σ_0).

Les résultats montrent une légère diminution de la limite d'élasticité en compression. En effet, cette diminution varie entre 20 et 30% selon le niveau de déformation considéré.

Nous pouvons noter que les essais n'ont pas pu être conduits suivant un cycle complet de chargement, du fait du flambement de l'éprouvette pendant la phase de compression. Toutefois, les résultats obtenus avant l'instabilité sont suffisamment exhaustifs pour caractériser l'effet Bauschinger.

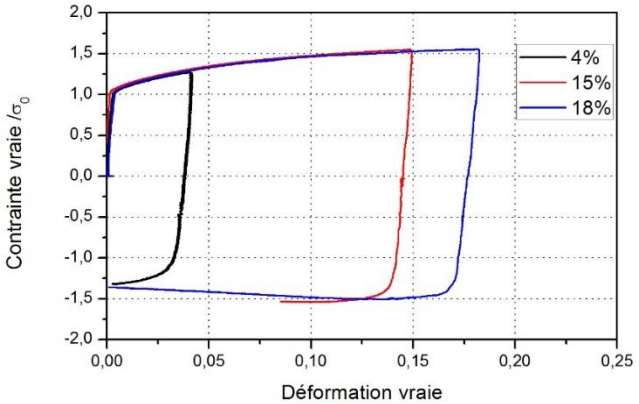


Figure III-22 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 sous un chargement cyclique avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à différents niveaux de déformation

Afin d'identifier l'effet Bauschinger, le rapport entre la limite d'élasticité en compression et la contrainte maximale en traction en fonction du niveau de déformation a été calculé. Ce résultat est présenté en Figure III-23. En l'absence d'effet Bauschinger, ce rapport est théoriquement égal à 1 tandis qu'une valeur inférieure à 1 constitue un indicateur quantitatif de ce phénomène. Il est possible de constater que : (i) le rapport est inférieur à 1 quel que soit le niveau de déformation et (ii) que l'effet est de plus en plus marqué lorsque le niveau de déformation augmente. L'alliage 2050 est donc

sensible à l'écrouissage cinématique dont les modèles devront être pris en compte dans les implémentations des lois de comportements.

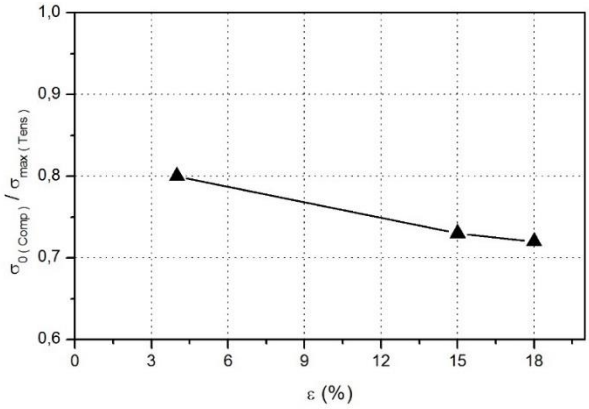


Figure III-23 : Effet Bauschinger de l'alliage 2050

III.4.6 Caractérisation de la relaxation de l'alliage 2050

Des essais de relaxation pilotés en déformation ont été réalisés sur des éprouvettes cylindriques de l'alliage 2050. Le principe de ses essais est de déformer l'éprouvette jusqu'à un niveau de déformation donnée et suivre, par la suite, l'évolution de la contrainte en fonction du temps. La vitesse de déformation pour la mise en charge de l'éprouvette est de 10^{-2} s^{-1}. La relaxation de contraintes durant les essais a été suivie pendant 8h, durée pour activer le durcissement structural de l'alliage.

La Figure III-24 montre l'évolution de la contrainte en fonction du temps pour quatre niveaux de déformation (4, 8, 12 et 16%), à une température de 150°C.

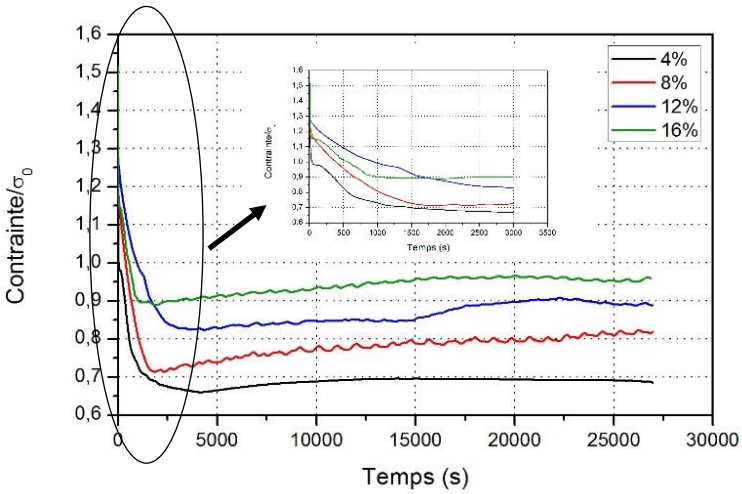


Figure III-24 : Évolution de la contrainte normalisée de l'alliage 2050 en fonction du temps à différents niveaux de déformation et à une température de 150°C

Il est possible de constater que cette évolution est déclinée en deux zones indépendantes. La première est illustrée par une chute de 32% de la contrainte initiale suivie d'une stabilisation partielle dans la deuxième zone. La vitesse de chute des contraintes, dans la première phase, varie selon le niveau de déformation : une durée entre 25 et 50 min est nécessaire pour atteindre la contrainte seuil. Au cours des 8h de maintien, une légère augmentation de cette contrainte seuil peut être constatée. La chute brutale de la contrainte au début de la première zone a été négligé et considéré comme erreur

machine produite à l'instant de l'arrêt de déplacement du mors de la Gleeble. Cette hypothèse est conservée pour le reste de notre étude.

Cette évolution en deux zones de la contrainte en fonction du temps a déjà été observée par différents auteurs. Il est possible de citer notamment les travaux de Chen et al. (Chen, et al., 2014) sur un alliage d'aluminium (Al-Zn-Mg-Cu). Dans leur analyse, ils justifient la chute de la contrainte par une diminution de la vitesse des dislocations et ils relient le plateau de contrainte à la formation des précipités qui vont tout simplement bloquer le mouvement des dislocations. La Figure III-25 proposée par Chen et al. illustre les mécanismes physiques intervenant lors de la relaxation d'un alliage sensible au durcissement structural en termes de mouvement des dislocations.

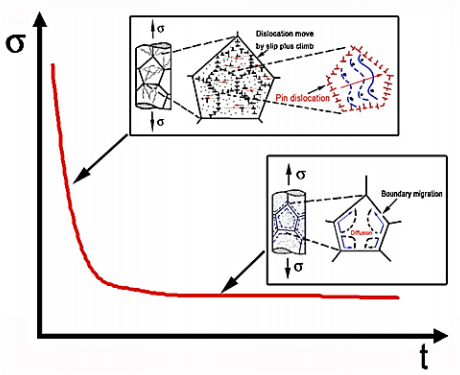


Figure III-25 : Schéma de mécanismes intervenant lors de la relaxation (Chen, et al., 2014)

Par contre l'augmentation de la contrainte dans la deuxième zone, pour les trois niveaux de déformation (8, 12 et 16%), ne correspond pas aux évolutions communément observées. En effet, en règle générale, la contrainte prend une valeur constante après cessation du mouvement des dislocations. Une explication possible de ce phénomène serait un changement de volume de la zone utile au cours de l'essai, qui serait lié à la formation des précipités. En effet, comme expliqué dans le chapitre 1, à cette température, le durcissement structural de l'alliage 2050 est activé.

Toutefois, les précipités n'apparaissent théoriquement qu'après 6h de maintien, ce qui n'est pas cohérent avec l'augmentation de la contrainte au plateau lors de la relaxation qui apparaît bien avant d'atteindre ce temps. Ceci pourrait s'expliquer par une accélération de la cinétique de précipitation lorsqu'une pré-déformation est appliquée.

Afin de vérifier ces observations, des traitements de revenu à 150°C de différentes durées ont été réalisés sur des éprouvettes préalablement déformées jusqu'à 12%. La Figure III-26 montre l'évolution de la dureté Vickers (HV20) en fonction de la durée de maintien des échantillons non déformés (résultat du chapitre I) et déformés jusqu'à 12% à 150°C.

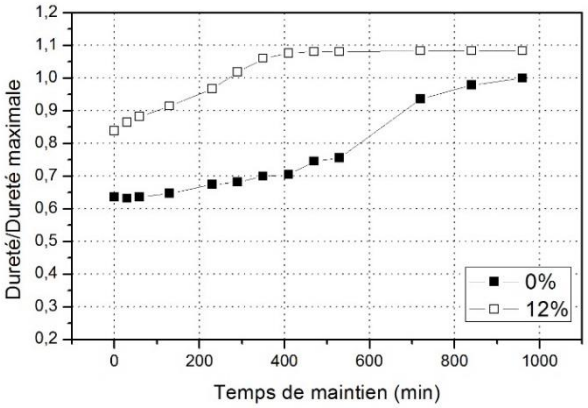


Figure III-26 : Évolution de la dureté normalisée en fonction du temps de revenu à différents niveaux de déformation

Il est ainsi possible de constater que :

- Pour l'échantillon non déformé (0%) : la dureté augmente d'une façon continue avec une accélération du phénomène après presque 6h de maintien jusqu'à atteindre sa valeur maximale au bout de 16h. Cette évolution de la dureté est liée à la germination et à la croissance des précipités au sein de l'alliage.
- Pour l'échantillon déformé jusqu'à 12% :
    - la dureté initiale est supérieure à celle de l'échantillon non déformé en raison de l'écrouissage du matériau : la densité de dislocations y est plus importante, ce qui durcit le matériau.
    - la dureté augmente rapidement jusqu'à atteindre sa valeur maximale au bout de 6h, cette valeur correspondant à la dureté obtenue après 16h de traitement pour l'échantillon non déformé. En effet, la présence d'un nombre important de dislocations permet de multiplier le nombre de sites de germination hétérogène. Et avec ce type de germination, les précipités se forment facilement.

Ces résultats confirment bien qu'une pré-déformation accélère la cinétique de précipitation, ce qui pourrait expliquer la cessation des mouvements des dislocations ainsi que l'augmentation du niveau de contrainte observées lors des essais de relaxation. Des analyses plus poussées seraient nécessaires (par exemple, des observations MET) pour confirmer ces hypothèses. Pour des raisons de simplification, ce phénomène ne sera pas pris en compte dans la modélisation.

III.4.7 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage 2050 et mode de rupture

Des essais de traction à la température de revenu (soit 150°C) ont été effectués à faible vitesse de déformation (10^{-2} s^{-1}) sur des éprouvettes entaillées. Cinq rayons d'entaille ont été testés : 3, 4, 6, 8 et 10 mm comme le montre la Figure III-27.

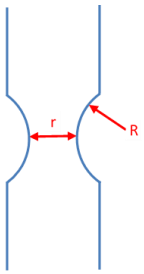
Figure III-27 : Éprouvettes entaillées de traction pour l'alliage 2050

Le taux de triaxialité est défini comme étant le rapport entre la pression hydrostatique et la contrainte équivalente (Équation (III.6)).

$$Tr = \frac{\sigma_h}{\sigma_{éq}} = \frac{\frac{1}{3} trace(\underline{\underline{\sigma}})}{\sqrt{\frac{3}{2}\left(\underline{\underline{\sigma}}^D : \underline{\underline{\sigma}}^D\right)}}; \quad \text{avec } \underline{\underline{\sigma}}^D = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} trace\left(\underline{\underline{\sigma}}\right)\underline{\underline{I}} \qquad \text{(III.6)}$$

Il peut être calculé à partir de la relation de Bridgman présenté par l'équation (III.7) avec r le rayon de la plus petite section et R le rayon de l'entaille (Figure III-28).

$$Tr = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{r}{2R} + 1\right) \qquad \text{(III.7)}$$



Rayon	R=3	R=4	R=6	R=8	R=10	R=∞
Tr	0.736	0.64	0.55	0.5	0.46	0.33

Figure III-28 : Géométrie des éprouvettes entaillées et valeurs du taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman

La Figure III-29 présente les principaux résultats de ces essais (R=∞, 3, 8 et 10 mm). La contrainte a été normalisée par la limite d'élasticité obtenue avec l'éprouvette lisse (R=∞). Cette figure montre que : (i) la contrainte maximale et l'allongement à la rupture minimal sont obtenus avec le plus faible rayon d'entaille, (ii) l'effet du rayon d'entaille est plutôt prononcé sur l'allongement à la rupture : une augmentation du rayon entraine une augmentation au niveau de l'allongement à la rupture.

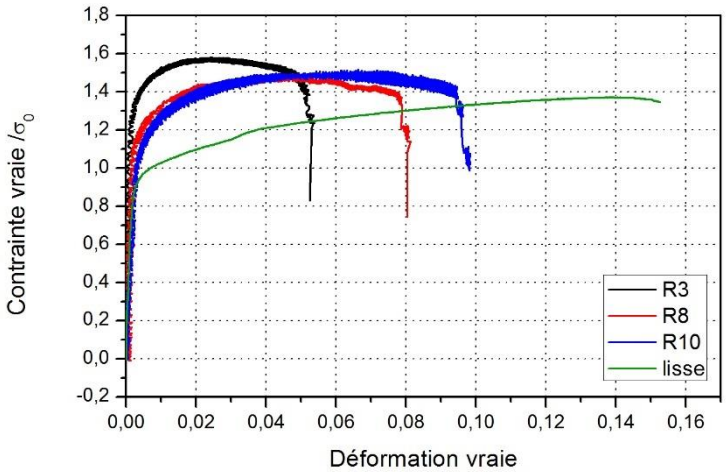
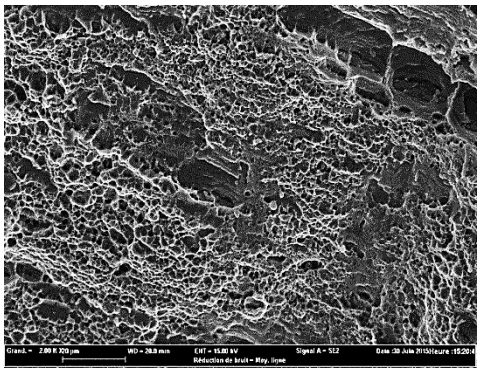
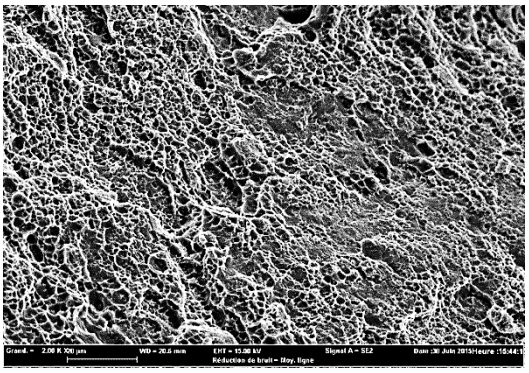


Figure III-29 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à la température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

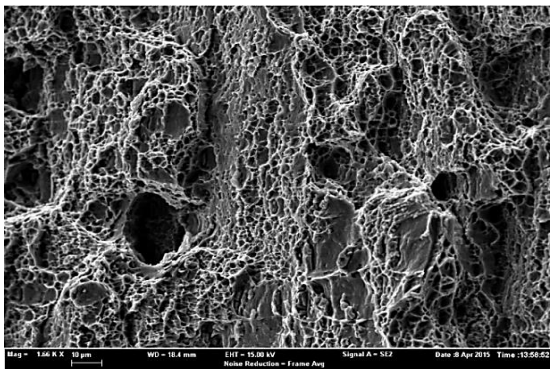
Afin d'identifier le mode de rupture des éprouvettes entaillées et lisses, une visualisation des faciès de rupture par microscope électronique à balayage a été réalisée. La Figure III-30 présente les faciès types obtenus à partir des essais de traction. Ces captures d'images ont été réalisées avec le même grandissement (x2000). Les observations montrent que l'augmentation de la contrainte hydrostatique (ou la diminution du rayon) conduit toujours au même mode d'endommagement : des cupules sont en effet présentes et soulignent un endommagement ductile.



(a)



(b)



(c)

Figure III-30 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) R=3mm, (b) R=8mm et (c) R=∞ obtenus à une température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

III.4.8 Bilan : Comportement thermomécanique de l'alliage 2050

En conclusion, l'étude du comportement de l'alliage 2050 sous des conditions thermomécaniques représentative du procédé de mise en forme a permis de mettre en évidence les aspects suivants :

- La texture impacte fortement la réponse mécanique de l'alliage : le quart et le milieu de la tôle ne présentent pas le même comportement.
- L'alliage est légèrement anisotrope avec un coefficient de Lankford moyen de 1,53.
- L'anisotropie plastique de l'alliage évolue de manière croissante en fonction de la déformation.
- L'alliage est peu sensible à la vitesse de déformation mais une augmentation de la température a tendance à accroitre cette sensibilité.
- L'alliage présente un écrouissage cinématique avec un effet Bauschinger évoluant significativement avec l'augmentation du niveau de déformation.
- La relaxation sature après une chute de contrainte de 45% par rapport à sa valeur initiale.
- La cinétique de précipitation est accélérée lorsqu'une prédéformation est appliquée sur l'alliage.
- La réponse mécanique de l'alliage est sensible au niveau de triaxialité : lorsque celui-ci augmente la contrainte augmente mais l'allongement à la rupture diminue.
- L'alliage présente un endommagement transgranulaire ductile.

III.5 Caractérisation du comportement de l'alliage AW551

La caractérisation du comportement de l'alliage AW551 est réalisée à partir de tôles de 2 mm d'épaisseur obtenues par laminage. Comme indiqué dans le Chapitre 1, deux procédés de mise en forme différents sont envisagés pour cet alliage : un formage par emboutissage poinçon/matrice et un formage au fluage. Le matériau doit être caractérisé sous des conditions thermomécaniques représentatives de chaque procédé.

En ce qui concerne l'emboutissage par poinçon/matrice, les mêmes familles d'essais que celles utilisées sur l'alliage 2050 sont considérées, soit des essais de traction simple sur éprouvettes lisses et entaillées. Les seules différences concernent :

- la température d'essai qui est maintenant fixée à la température de mise en solution de l'alliage, soit 350°C ;
- l'étude de l'influence de la température où les deux températures complémentaires ont été fixées à 300 et 400°C.
- les essais de traction-compression qui n'ont pas pu être réalisés sur les éprouvettes plates.

En ce qui concerne le formage au fluage, des essais de fluage ont été réalisés, sur des éprouvettes plates, à 350°C en appliquant différents niveaux de contraintes. Les contraintes fixées sont inférieures à la limite d'élasticité de l'alliage : 0,25 x σ_0, 0,39 x σ_0, 0,48 x σ_0 et 0,97 x σ_0.

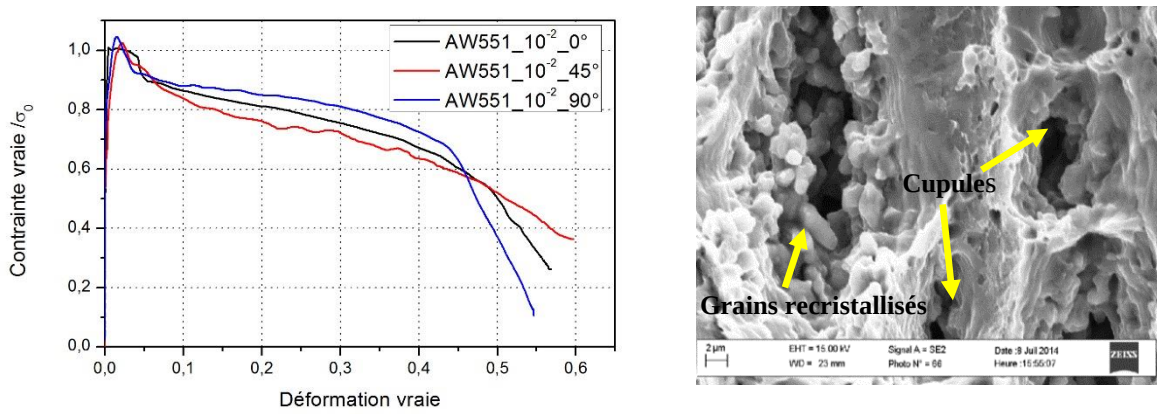
Afin de vérifier la répétabilité du comportement, trois essais ont été réalisés pour chaque configuration expérimentale. La répétabilité ayant été vérifiée (écart moyen de 6%), les résultats détaillés ci-après ne montrent que des données moyennées.

Il est à noter qu'aucune observation de la microstructure de l'alliage AW551 après déformation ne sera présentée en raison des difficultés rencontrées pour réaliser une attaque efficace.

III.5.1 Caractérisation de l'anisotropie de l'alliage AW551

Le comportement anisotrope de cet alliage est étudié à partir d'essais de traction réalisés à l'aide de la Gleeble 3500 sous les conditions thermomécaniques spécifiques.

Les courbes contrainte-déformation normalisées et obtenues à 350° selon différentes directions (0°, 45° et 90°) à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} sont présentées en Figure III-31. La normalisation est calculée par rapport à la limite d'élasticité selon la direction de laminage (σ_0).



(a) **(b)**

Figure III-31 : (a) Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage AW551 selon différentes directions de prélèvement avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et (b) Facies de rupture

Quelle que soit la direction de prélèvement, la contrainte augmente jusqu'à atteindre un pic et par la suite diminue en suivant deux pentes. Ce pic de contrainte peut être expliqué par le phénomène de recristallisation. En effet, la surface de rupture montre des grains recristallisés (Figure III-31b). La chute lente de la contrainte pour des niveaux de déformation intermédiaires peut être expliquée par le mécanisme d'adoucissement et une évolution de l'endommagement : en effet, des cavités initialement présentes dans le matériau se développent en fonction de la déformation. L'éprouvette passe par un stade de striction localisée à des niveaux de déformation élevés expliquant la chute rapide de la contrainte.

Il est possible de constater que l'orientation n'a pas d'effet significatif sur le niveau de contrainte et sur l'allongement à rupture. Il semble qu'à 90°, l'alliage présente la contrainte la plus élevée et l'allongement le plus faible, tandis qu'à 45°, l'alliage présente le comportement inverse. De la même manière que pour l'alliage 2050, les coefficients d'anisotropie ont été calculés pour toutes les directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation.

La Figure III-32 montre l'évolution des coefficients d'anisotropie, selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°), en fonction du niveau de déformation et de la vitesse de déformation. Ces coefficients ont été normalisés par « r_0 » : coefficient d'anisotropie moyenne trouvé dans la direction de laminage et pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}.

Quelle que soit la vitesse de déformation, le coefficient d'anisotropie r_{45} est le plus élevé. Une dépendance au niveau de déformation et à la vitesse de déformation est également visible. Comme dans le cas de l'alliage 2050 :

- Les coefficients d'anisotropie s'accroissent en fonction du niveau de déformation.
- Une augmentation de la vitesse de déformation semble favoriser l'accroissement des coefficients d'anisotropie.

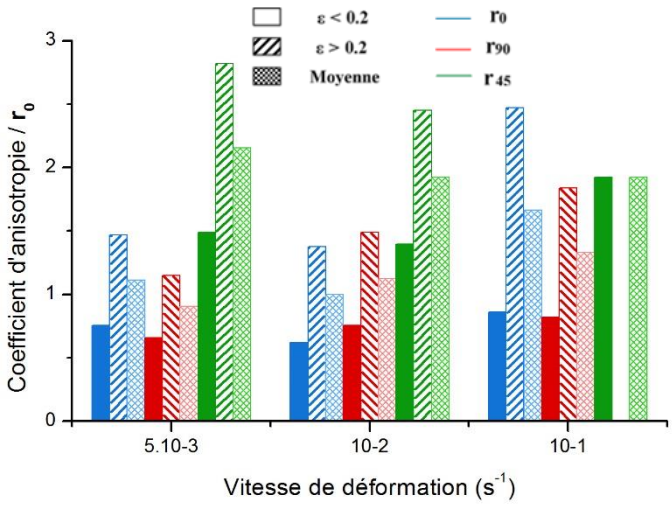


Figure III-32 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

Pour des raisons de simplification, les effets du niveau de déformation et de la vitesse de déformation ne seront pas pris en compte dans la modélisation de l'anisotropie de cet alliage. Une valeur moyenne est considérée (Tableau III-5), ce qui conduit à un coefficient de Lankford de 1,69 soulignant ainsi l'anisotropie de l'alliage.

r_0/r_0	r_{90}/r_0	r_{45}/r_0
1	1.22	1.26

Tableau III-5 : Les valeurs moyennes des coefficients d'anisotropie normalisés de l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement

Les limites d'élasticité dans différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) et pour trois vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) sont données en Figure III-33. Ces limites ont été normalisées par « σ_0 » : limite d'élasticité obtenue selon la direction de laminage (0°) et pour une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. Elles ont été déterminées à 0,2% de la déformation. La vitesse de déformation semble présenter un effet remarquable sur la limite d'élasticité de l'alliage AW551. Par contre l'influence de la direction de prélèvement n'est pas significative. La limite d'élasticité est quasiment la même dans toutes les directions, ce qui est en adéquation avec les remarques précédentes.

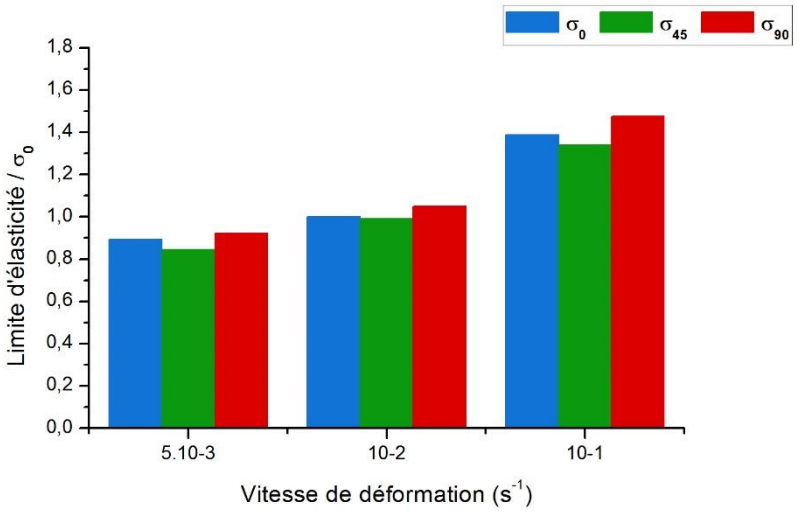


Figure III-33 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

III.5.2 Caractérisation du comportement viscoplastique de l'alliage AW551

Un comportement viscoplastique se traduit par une dépendance à la vitesse de déformation. La Figure III-34 montre les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues à 350°C avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon la direction de laminage (0°). La contrainte présente un accroissement de 30% lorsque la vitesse de déformation évolue de 10^{-2} à 10^{-1} s^{-1}. Une diminution de 12% apparaît lorsque la vitesse de déformation évolue de 10^{-2} à 5.10^{-3} s^{-1}. Nous pouvons en conclure que l'alliage AW551 présente un caractère viscoplastique.

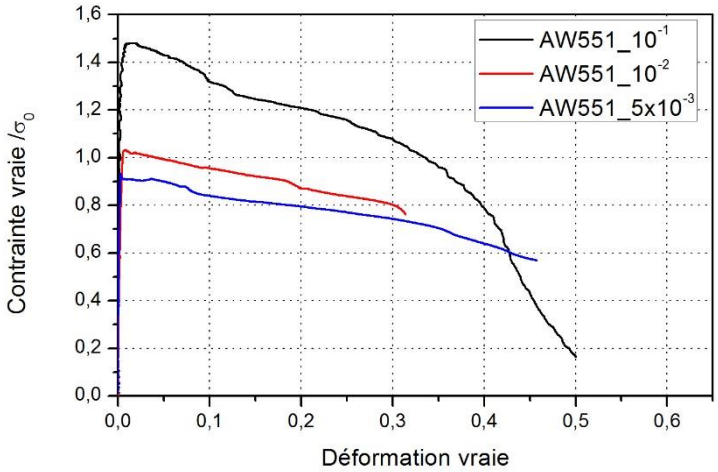


Figure III-34 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage AW551 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1})

L'influence de la vitesse de déformation sur l'allongement à la rupture est difficilement interprétable du fait que la rupture de l'éprouvette n'a pas pu être atteinte pour tous les essais (dû à un problème de décrochage du thermocouple).

III.5.3 Influence de la température sur le comportement de l'alliage AW551

Des essais de traction à différentes températures (400°C, 350°C et 300°C) ont été effectués avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon différentes directions par rapport au sens du laminage (0°, 45° et 90°). Les résultats de l'évolution normalisée de la contrainte vraie issue des essais à différentes températures sont donnés en Figure III-35.

Avec l'augmentation de la température, le niveau de la contrainte diminue et le matériau présente un phénomène d'adoucissement pour toutes les températures. Le caractère visqueux est toujours marqué à ces niveaux de température.

L'influence de la température sur l'allongement à la rupture ne peut pas être évaluée étant donné que la rupture n'a pas été atteinte pour tous les essais.

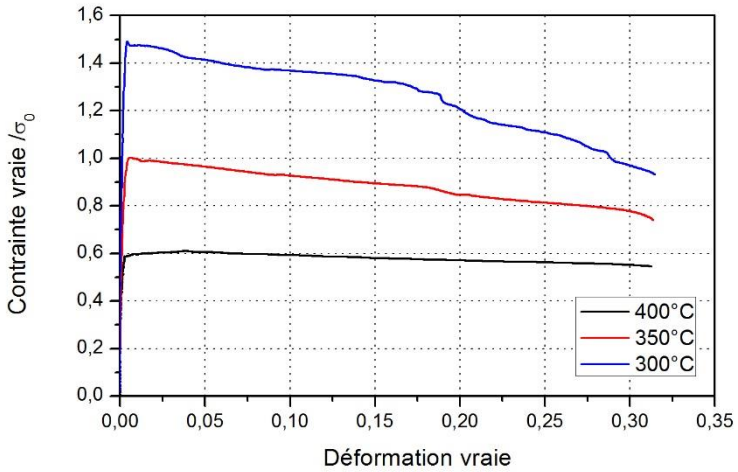


Figure III-35 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (300°C, 350°C et 400°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Quelle que soit la direction de prélèvement, la limite d'élasticité diminue de 60% lorsque la température passe de 300°C à 400°C. Le coefficient de Lankford passe de 1.88 à 1.51 quand la température passe de 300°C à 400°C, soulignant ainsi que l'anisotropie du matériau diminue avec l'augmentation de la température.

III.5.4 Effet du taux de triaxialité sur le comportement de l'alliage AW551

Des essais de traction sur des éprouvettes entaillées, prélevées selon la direction de laminage (0°), ont été réalisés afin de cerner l'influence du taux de triaxialité sur la réponse mécanique de l'alliage. Les rayons d'entaille étudiés sont : 2, 4 et 10 mm. Ces essais ont été réalisés avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à la température de mise en solution du matériau (soit 350°C). La géométrie des éprouvettes utilisées pour ces essais est présentée sur la Figure III-36.

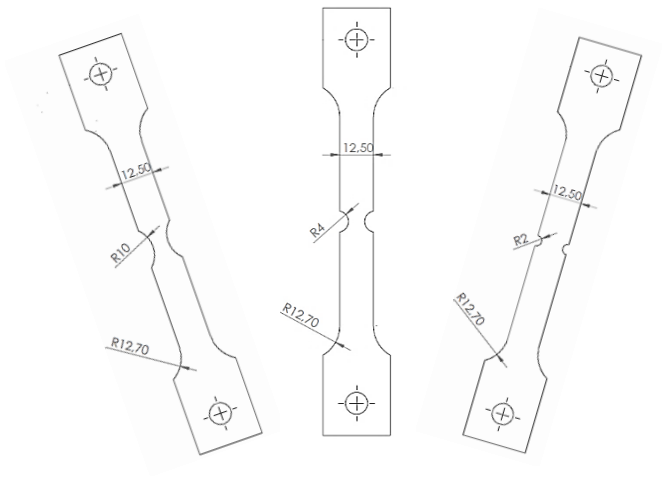


Figure III-36 : Géométrie des éprouvettes entaillées de l'alliage AW551

Il est possible de calculer le taux de triaxialité en appliquant l'équation (III.7) de Bridgman (Bridgman, 1964), soit :

Rayon	R=2	R=4	R=10	R=∞
Tr	0.78	0.58	0.44	0.33

Tableau III-6 : Valeurs des taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman

Les courbes contrainte-déformation normalisées obtenues sont tracées en Figure III-37. La limite d'élasticité obtenue avec l'éprouvette lisse (R=∞) a été utilisée pour la normalisation de ces courbes. Ces résultats montrent, globalement, des concentrations de contraintes plus marquées pour les plus faibles rayons d'entaille.

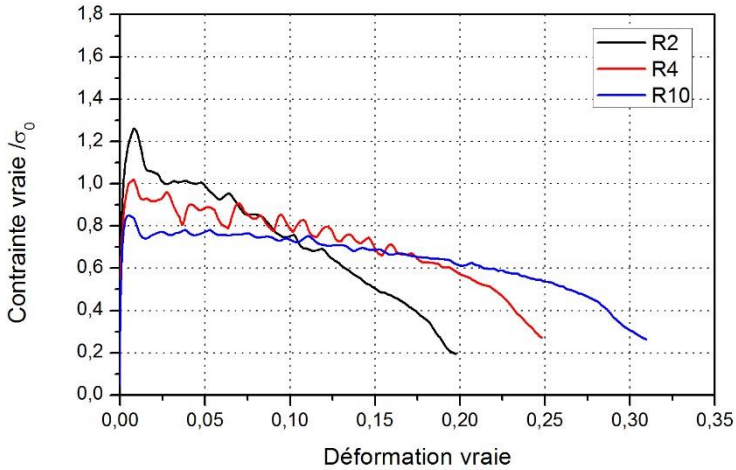


Figure III-37 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

Dans le but d'identifier le mode de rupture des éprouvettes entaillées et lisses, une visualisation des faciès de rupture par microscope électronique à balayage a été réalisée. La Figure III-38 présente les faciès types obtenus à partir des essais de traction. Ces captures d'images ont été réalisées avec le même grandissement (x1000). Les observations montrent que l'augmentation de la contrainte

hydrostatique (ou la diminution du rayon) conduit toujours au même mode d'endommagement : des cupules sont en effet présentes et soulignent un endommagement ductile.

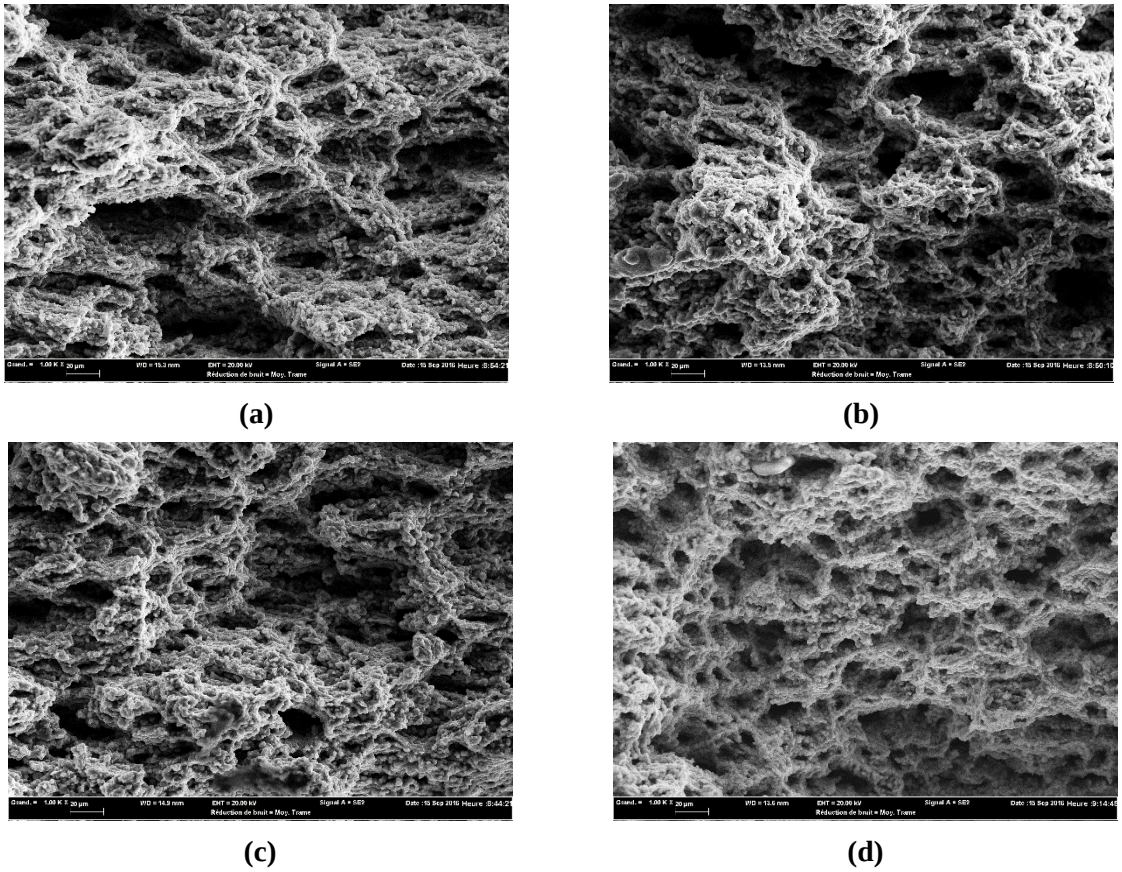
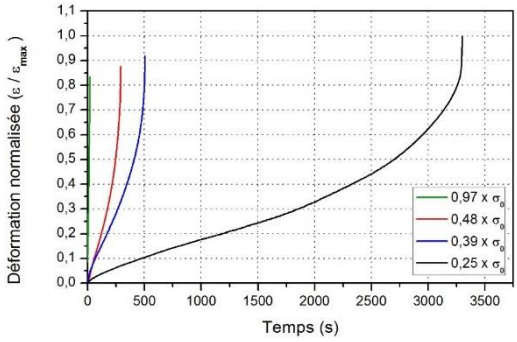


Figure III-38 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) R=2mm, (b) R=4mm, (c) R=10 mm et (d) R=∞ obtenus à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}

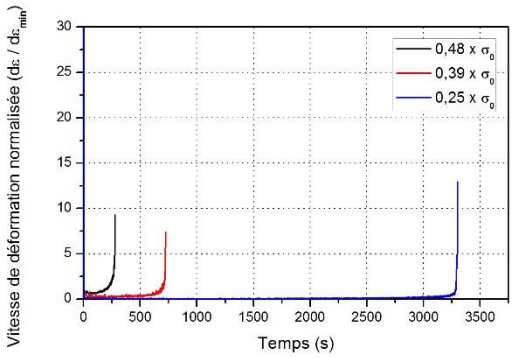
III.5.5 Comportement au fluage de l'alliage AW551

Un essai de fluage s'effectue en analysant la déformation (en fonction du temps et de la température) d'une éprouvette soumise à un état de contrainte constant. La mise en charge de l'éprouvette peut être réalisée de deux manières : (i) elle peut être instantanée, ce qui permet de se rapprocher de l'essai de fluage théorique. Cependant, cela peut causer des effets dynamiques (facteur de choc) sur l'éprouvette et/ou sur le système de mesure de la déformation, (ii) elle peut également être proportionnelle au temps. Cela présente l'avantage d'être reproductible d'un essai à l'autre et permet de comparer le chargement à un essai de traction réalisé à la même vitesse.

Des essais de fluage sur l'alliage AW551 ont été réalisés à l'aide de la machine Gleeble 3500 à la température de mise en solution (350°C) avec différents niveaux de contrainte toujours inférieurs à la limite d'élasticité. Durant les essais, un extensomètre LVDT a été utilisé pour la mesure de la déformation longitudinale de l'éprouvette. La vitesse de mise en charge est de 5MPa/s. Les essais sont arrêtés lorsque la rupture de l'éprouvette intervient. Les résultats de ces essais sont donnés en Figure III-39. Les courbes présentées sur la Figure III-39a ont été normalisées par rapport à la déformation maximale obtenue parmi toutes les conditions thermomécaniques étudiées et les courbes présentées sur la Figure III-39b ont été normalisées par la vitesse de déformation minimale calculée en appliquant une contrainte de $0.48x\sigma_0$. Le Tableau III-7 résume les principaux résultats trouvés à partir de ces essais.



(a)



(b)

Figure III-39 : Courbes de fluage et de vitesse de fluage normalisées de l'alliage AW551 à 350°C

Suite à ces essais plusieurs nous pouvons remarquer que :

- La déformation à la rupture et le temps à la rupture augmentent lorsque la contrainte appliquée diminue. En effet, lorsque la contrainte appliquée diminue de 75%, une augmentation d'environ 16% de la déformation à rupture et de 99% du temps à la rupture intervient.
- Malgré des contraintes relativement faibles, le fluage tertiaire est atteint rapidement et la rupture intervient pour des durées inférieures à 1h.
- Les fluages secondaire et tertiaire sont présents sur toutes les configurations. Il y a absence de fluage primaire pour tous les niveaux de contrainte. Ceci était prévisible puisque le fluage primaire est généralement prépondérant pour les températures inférieures à 0,3 fois la température de fusion (soit pour des températures inférieures à 200°C).

Température (°C)	**σ (MPa)**	**Fluage primaire**	**Fluage secondaire**	**Fluage tertiaire**	**Déformation à la rupture (%)**	**Temps à la rupture (s)**
350	0,97x σ_0	N	O	O	0,84 x ε_{max}	19
	0,48 x σ_0	N	O	O	0,89 x ε_{max}	282
	0,39 x σ_0	N	O	O	0,92 x ε_{max}	505
	0,25 x σ_0	N	O	O	ε_{max}	3306

Tableau III-7 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW551 à 350°C

III.5.5.1 Influence de la vitesse de mise en charge

Des essais de fluage à 350°C et avec une contrainte de 0.48x σ_0 ont été réalisés avec des vitesses de mise en charge différentes : 10 et 5 MPa/s. Les résultats normalisés sont présentés en Figure III-40.

On peut constater que l'augmentation de la vitesse de mise en charge est accompagnée par une diminution de la déformation et du temps à la rupture. En effet, une augmentation de 100% de la vitesse de mise en charge engendre une diminution de 3,5% et de 29%, respectivement, de la déformation et du temps à la rupture.

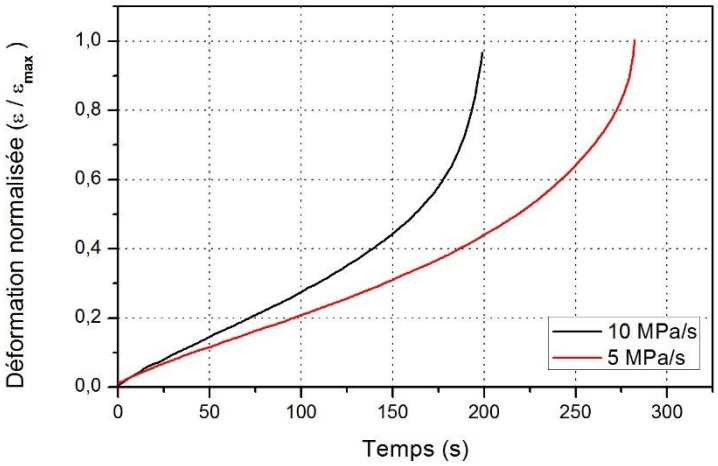


Figure III-40 : Influence de la vitesse de chargement sur le comportement de fluage de l'alliage AW551 à une température de 350°C et à une contrainte de 0,48xσ_0

III.5.5.2 Influence de la direction de prélèvement

Des essais de fluage à 350°C avec différentes directions de prélèvement par rapport au sens du laminage (0°, 45° et 90°) ont été réalisés. Les résultats normalisés sont donnés en Figure III-41.

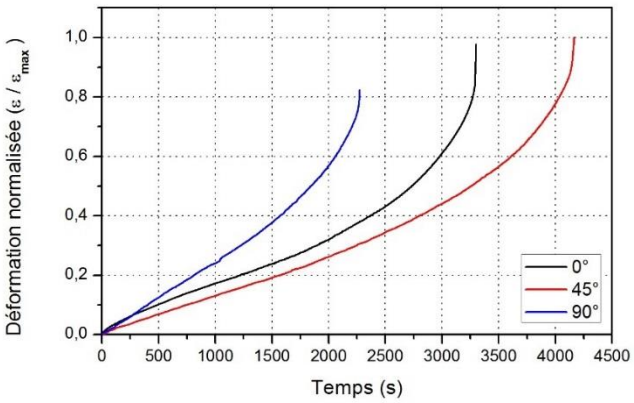


Figure III-41 : Influence de la direction de prélèvement à 350°C et à une contrainte de 0,25xσ_0

Nous pouvons remarquer que la direction de prélèvement a une influence sur le temps et la déformation à la rupture. En effet, une augmentation du temps de fluage de 20% a été constatée pour une direction de chargement de 45° par rapport à la direction de laminage (0°). Par contre, pour une direction de 90°, une diminution de 17% et de 31%, respectivement, de la déformation et du temps à la rupture est observée.

III.5.5.3 Influence de la température sur le phénomène de fluage

Des essais de fluage ont été réalisés à différentes températures : 250°, 200°C et 150°C. La contrainte à appliquer a été choisie à partir de la limite d'élasticité du matériau à la température considérée. Tous les essais sont réalisés selon la direction de laminage (0°). La vitesse de mise en charge est de 5 MPa/s et la condition d'arrêt de l'essai est la rupture de l'éprouvette. Le Tableau III-8 regroupe les conditions thermomécaniques des essais effectués.

Température (°C)	250	200	150
σ (MPa)	0,75 x σ_{01}	0,83 x σ_{02}	0,96 x σ_{03}
	0,63 x σ_{01}	0,69 x σ_{02}	0,86 x σ_{03}
	0,5 x σ_{01}	0,55 x σ_{02}	--

Tableau III-8 : Conditions thermomécaniques des essais de fluage

La Figure III-42 représente les courbes de fluage normalisées à différentes températures. La normalisation a été effectuée par rapport à la déformation maximale obtenue à chaque température.

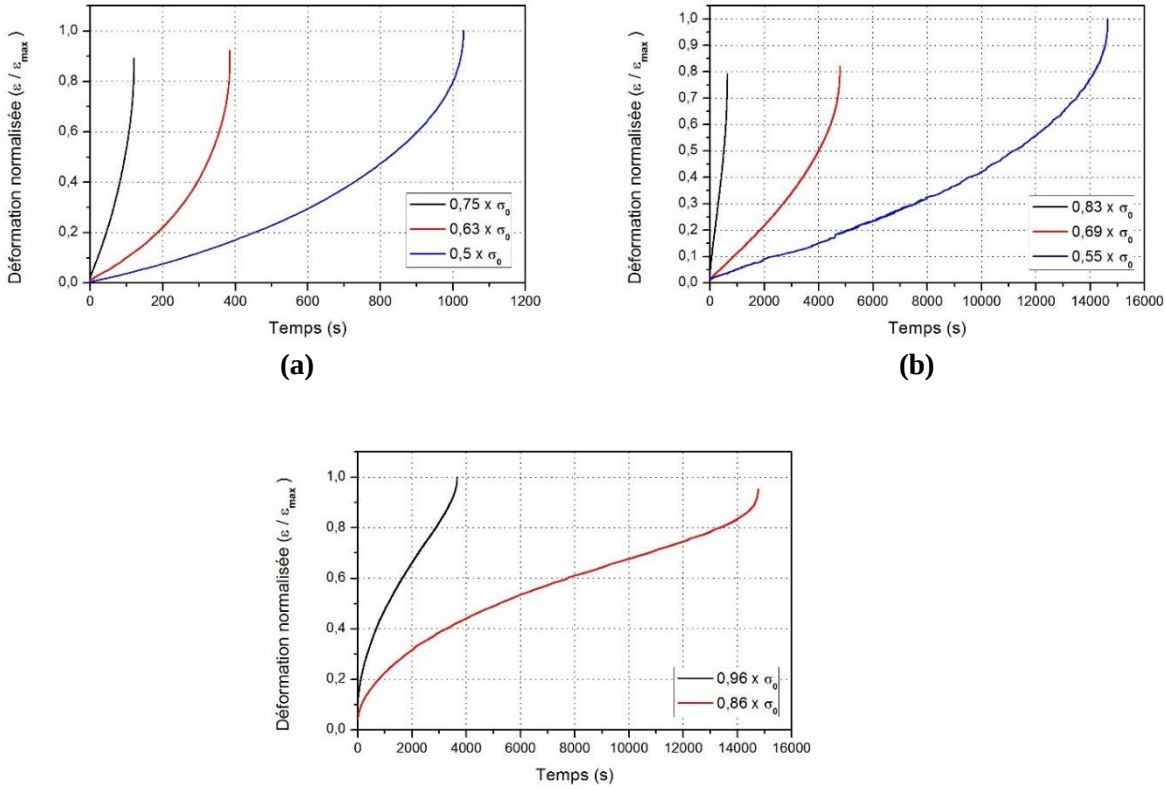


Figure III-42 : Courbes de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures : (a) 250°C, (b) 200°C et (c) 150°C

Les principaux résultats de ces essais sont regroupés dans le Tableau III-9. La limite d'élasticité σ_0 présent dans le tableau et sur la figure précédente varie selon la température de l'essai.

Température (°C)	σ (MPa)	Fluage primaire	Fluage secondaire	Fluage tertiaire	Déformation à la rupture (%)	Temps à la rupture (s)
250	0,75x σ_{01}	N	O	O	0,90 x ε_{max}	121
	0,63 x σ_{01}	N	O	O	0,92 x ε_{max}	385
	0,5 x σ_{01}	N	O	O	ε_{max}	1029
200	0,83x σ_{02}	N	O	O	0,79 x ε_{max}	640
	0,69 x σ_{02}	N	O	O	0,82 x ε_{max}	4784
	0,55 x σ_{02}	N	O	O	ε_{max}	14640
150	0,96x σ_{03}	O	O	O	ε_{max}	3671
	0,86 x σ_{03}	O	O	O	0,98 x ε_{max}	14764

Tableau III-9 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures

À contrainte équivalente, plus la température diminue, plus le temps de fluage augmente. En effet, en prenant le même niveau de contrainte à 250°C et 200°C, correspondant respectivement à « 0,75 x σ_{01} » et « 0,69 x σ_{02} », le temps à la rupture passe de 2 minutes à 80 minutes. Il est aussi possible de constater que du fluage primaire intervient pour la plus faible température.

III.5.5.4 Mode de rupture en fluage

Les faciès de rupture issus des essais de fluage ont été observés au microscope électronique à balayage. La Figure III-43 montre les faciès types obtenus à différentes températures (350°C, 250°C, 200°C et 150°C). Ces images ont été prises avec le même grandissement (x1000). La rupture ductile intervient quelle que soit la température considérée : présence de cupules plus ou moins prononcées sur les faciès.

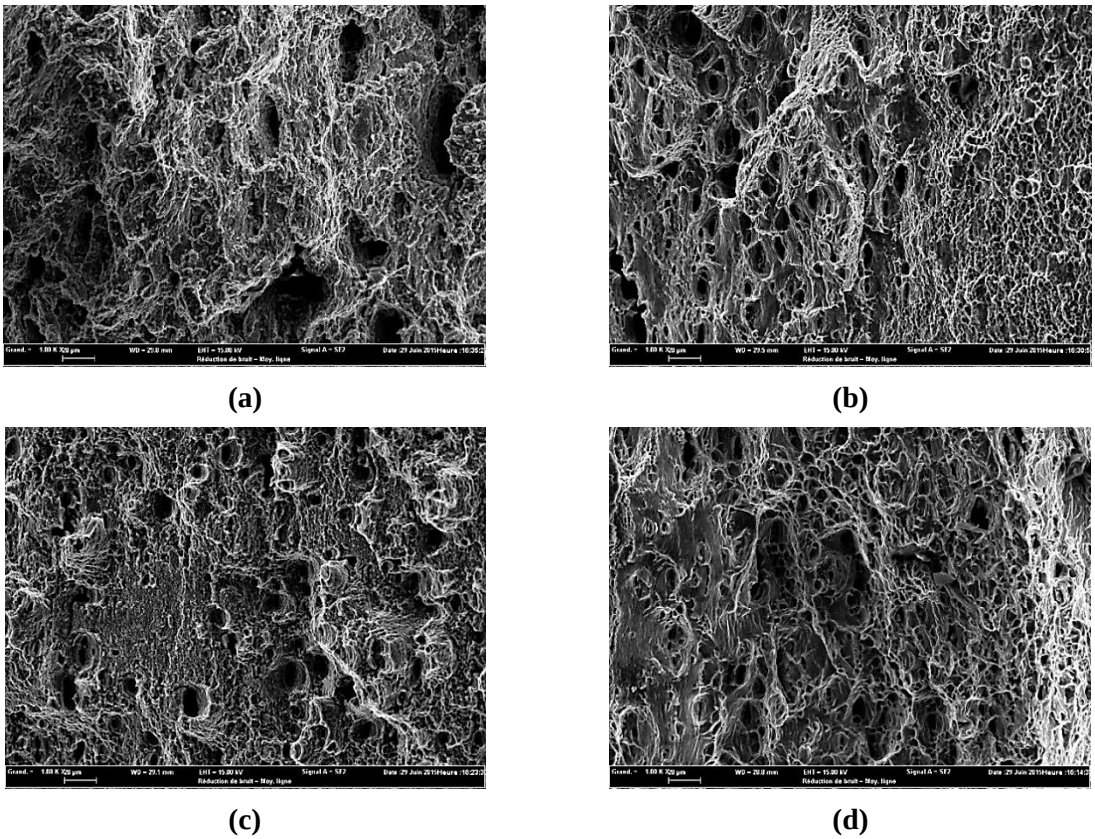


Figure III-43 : Faciès de rupture obtenus après l'essai de fluage à différentes températures : (a) 350°C, (b) 250°C, (c) 200°C et (d) 150°C

III.5.6 Bilan : Comportement de l'alliage AW551

En conclusion, l'étude du comportement de l'alliage AW551 sous des conditions thermomécaniques représentatives des différents procédés de mise en forme envisagés ont permis de mettre en évidence les aspects suivants :

- L'alliage présente un comportement anisotrope qui évolue avec le niveau de déformation,
- L'alliage possède un caractère visqueux.
- Le phénomène d'adoucissement est activé aux températures de mise en forme envisagées.
- La réponse mécanique de l'alliage dépend du taux de triaxialité : la contrainte évolue de manière croissante en fonction de la triaxialité alors que l'allongement décroit.
- L'alliage présente un endommagement transgranulaire ductile.

- Lorsqu'une contrainte constante mais inférieure à la limite d'élasticité est appliquée, l'alliage flue jusqu'à sa rupture sans présenter de fluage primaire et en moins d'1h.
- La diminution de la température de fluage permet de retarder la rupture de la pièce (le temps à rupture pouvant alors atteindre 4h suivant la configuration).

III.6 Conclusion

Dans ce chapitre, le comportement des deux alliages d'aluminium (2050 et AW551) a été étudié.

Pour caractériser le comportement plastique anisotrope, des essais de traction uniaxiale ont été effectués selon trois directions de prélèvement (0°, 45° et 90°). Quel que soit le matériau étudié, une dépendance au niveau de déformation a été révélée. En effet, un accroissement de l'anisotropie en fonction du niveau de déformation a été constaté. Les deux alliages présentent des comportements plastiques sensiblement différents. Le premier alliage (2050) active un phénomène d'écrouissage suivi d'une rupture intervenant pour un niveau de déformation compris entre 12% et 25%. Le deuxième alliage (AW551) est, quant à lui, associé à un phénomène d'adoucissement suivi d'une rupture pour des niveaux de déformation entre 40 et 50%.

L'étude de la sensibilité des alliages à la vitesse de déformation et à la température s'est effectuée à partir des essais de traction uniaxiale selon la direction de laminage (0°) et avec des vitesses de déformation et des températures différentes. Une dépendance à la température a été remarquée pour les deux alliages. En revanche, seulement l'AW551 a montré une forte sensibilité à la vitesse de déformation pour la température de mise en forme. L'alliage 2050 présente un caractère visqueux peu prononcé à la température de mise en forme et aussi bien qu'aux deux autres températures étudiées. Dans la suite de l'étude, l'influence de la variation de la température sur le comportement des deux alliages ne sera pas intégrée dans le modèle matériau puisqu'une température homogène sera considérée lors de la mise en forme.

Afin d'étudier l'effet Bauschinger sur l'alliage 2050, des essais de traction-compression ont été effectués. Les résultats de ces essais ont montré une diminution de la limite d'élasticité en compression entre 20% et 30%. Ce phénomène n'a pas été étudié sur l'alliage AW551 à cause de l'indisponibilité de tôles épaisses pour réaliser les éprouvettes.

Les phénomènes de relaxation et de fluage qui apparaissent respectivement, lors de la mise en forme de l'alliage 2050 et de l'alliage AW551, ont été étudiés par le biais d'essais spécifiques. L'alliage 2050 présente une relaxation à seuil correspondant à une chute de contrainte suivie d'une stabilisation. L'alliage AW551 flue très rapidement à la température envisagée : la rupture étant atteinte au plus tard au bout d'une 1h.

L'effet du taux de triaxialité sur le comportement des deux alliages ainsi que leurs modes de rupture ont également été analysés. Des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes entaillées ont été effectués et les faciès de rupture ont été observés. Pour les deux matériaux, les résultats montrent que : (i) plus le rayon d'entaille est faible, plus la contrainte est élevée et l'allongement à la rupture est faible et (ii) l'endommagement est du type transgranulaire ductile.

Suite à la caractérisation du comportement des deux alliages pour des conditions thermomécaniques représentatives des différents procédés de mise en forme et des comportements mis en évidence, le chapitre suivant est consacré à l'implémentation des modèles matériaux, dans le code de calcul ABAQUS, via des subroutines UMAT et CREEP ainsi qu'à l'identification et la validation des paramètres.

Chapitre IV.
Implémentation des modèles matériaux

IV.1 Introduction

Après l'adoption de deux approches pour la description du comportement des matériaux durant la mise en forme (cf. Chapitre2), des essais expérimentaux ont été réalisés pour l'identification des paramètres des différents modèles matériaux (cf. Chapitre3).

Ce chapitre présente d'une part, l'implémentation de chaque modèle matériau dans ABAQUS afin de simuler la mise en forme des deux alliages avec les deux procédés détaillés précédemment (cf. Chapitre1) et d'autre part, la méthode d'identification des paramètres des modèles matériaux et leur validation par simulation numérique des essais constitutifs (traction, traction-compression, relaxation et fluage).

IV.2 Modèle élasto-plastique

IV.2.1 Description du modèle

Ce modèle matériau a été développé dans le cadre de la première approche détaillée précédemment (cf. Chapitre2). Il repose sur la description d'un comportement élasto-plastique, indépendant de la vitesse de déformation. Le critère de plasticité anisotrope de Hu2005 est adopté afin de prendre en compte le fait que les tôles sont laminées. La fonction de charge de ce critère est donnée par l'équation (IV.1).

$$\begin{aligned} f = {} & X_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^4 + X_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3(\sigma_{22}-\sigma_{33}) + X_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 \\ & + X_4(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + X_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^4 + X_6\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right) \\ & \times\left[(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2+(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2-(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})\right] + X_7\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right)^2 - 1 = 0 \end{aligned} \qquad \text{(IV.1)}$$

où X_i, i=1…7, sont les paramètres à identifier.

L'évolution mécanique du matériau durant l'écoulement plastique est décrite dans ce modèle par une loi polynomiale d'ordre 5 (équation (IV.2)) afin de représenter soit l'écrouissage isotrope soit l'adoucissement.

$$R = a_1\,\varepsilon_p + a_2\,\varepsilon_p^2 + a_3\,\varepsilon_p^3 + a_4\,\varepsilon_p^4 + a_5\,\varepsilon_p^5 \qquad \text{(IV.2)}$$

Avec ε_p la déformation plastique équivalente.

La bibliothèque constitutive d'ABAQUS est vaste, mais, elle ne contient pas le critère de plasticité anisotrope de Hu2005. Pour cela, un programme (subroutine UMAT) a été développé afin d'implémenter ce modèle matériau élasto-plastique dans ABAQUS.

IV.2.1.1 Implémentation du modèle dans ABAQUS

À chaque pas de temps ABAQUS fournit un incrément de déformation calculé à partir des états de contrainte et déformation obtenus au pas précédent. Après résolution du système d'équations

d'équilibre non-linéaire, l'incrément de contrainte est alors calculé en utilisant la subroutine UMAT (Figure IV-1).

Les figures ci-après représentent schématiquement l'algorithme contrôlant l'écoulement plastique. Celui-ci repose sur le principe du retour radial et a été implémenté, dans ABAQUS, via une subroutine UMAT 3D. Après une prédiction élastique basée sur l'incrément de déformation donné par ABAQUS, le retour sur la surface de charge s'effectue de manière itérative selon la normale à cette surface. L'algorithme utilise un formalisme implicite dont le critère de convergence est basé sur une valeur minimale d'un correcteur plastique. Le détail des équations et paramètres associés à la description du modèle élasto-plastique reposant sur le critère de Hu2005 est fourni en Annexe B, en particulier pour le calcul de la normale à la surface de charge et du correcteur plastique.

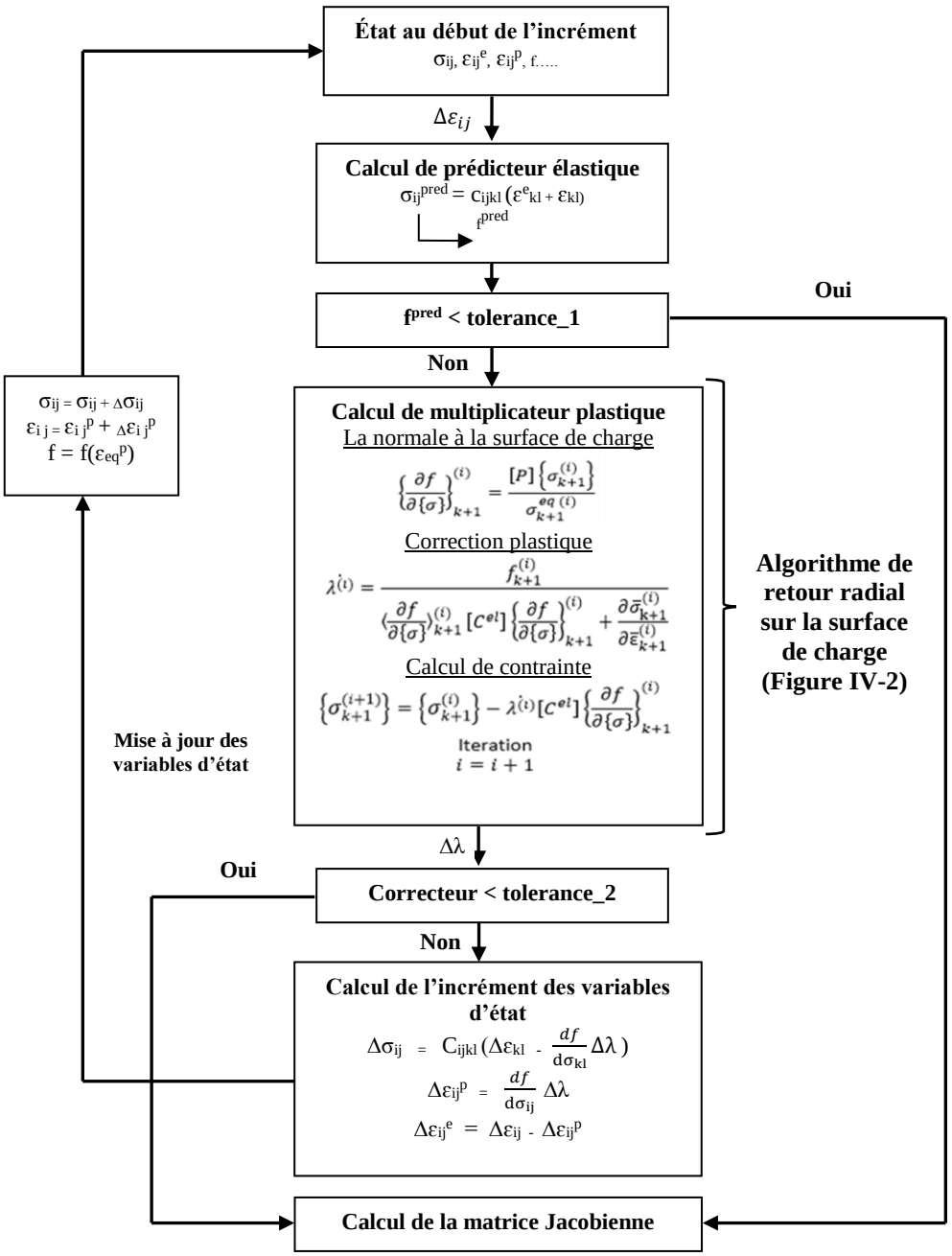


Figure IV-1 : Algorithme UMAT

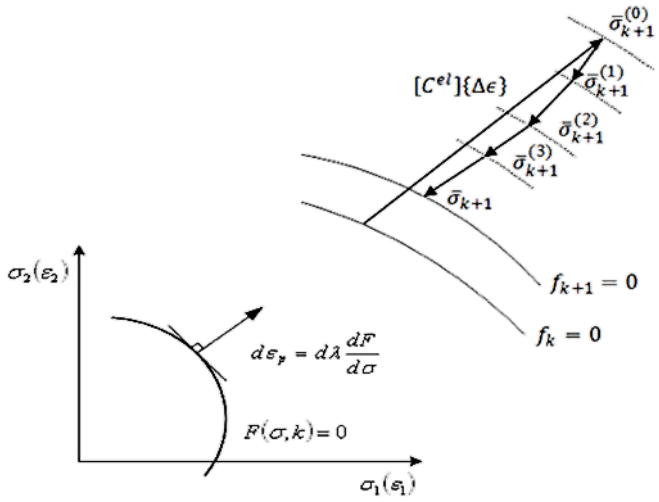


Figure IV-2 : Algorithme de retour radial

IV.2.1.2 Paramètres du modèle élasto-plastique

Ce modèle matériau contient 12 paramètres à identifier à partir des données issues d'essais de traction.

X_i	Équations	X_i	Équations
X_1	$\frac{1}{\sigma_0^4}$	X_5	$\frac{1}{\sigma_{90}^4}$
X_2	$-\frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4}$	X_6	$\frac{16}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4} - \frac{2}{\sigma_b^4}$
X_4	$-\frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$	X_7	$\frac{1}{\sigma_0^4} + \frac{16R_{45}}{(1+R_{45})\sigma_{45}^4}$
X_3	$\frac{1}{\sigma_b^4} - \frac{1}{\sigma_0^4} - \frac{1}{\sigma_{90}^4} + \frac{4R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4} + \frac{4R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4}$		

Tableau IV-1 : Équations des paramètres matériau de Hu2005

Les sept paramètres du critère de plasticité anisotrope Hu2005 « X_i, i=1...7 » sont identifiés, pour chaque alliage, à partir des résultats des essais de traction suivant différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. Comme indiqué dans le Tableau IV-1, les paramètres du critère sont déterminés à partir d'équations faisant intervenir les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité. Toutefois, pour deux paramètres (X_3 et X_6), une contrainte équibiaxiale est nécessaire. Elle est calculée à partir de l'équation (IV.3) donnée par Hu en 2005 (Hu, 2005).

$$\frac{R_0 - R_{90}}{(R_0 + R_{90})\sigma_b^4} = \frac{1 - R_{90}}{(1+R_{90})\sigma_{90}^4} - \frac{1 - R_0}{(1+R_0)\sigma_0^4} \qquad \text{(IV.3)}$$

Les cinq paramètres de la loi polynomiale « a_i, i=1…5 » sont identifiés, pour chaque matériau, à partir des résultats d'essais de traction réalisés selon la direction du laminage et avec une vitesse de déformation de 5.10^{-3} s^{-1}.

IV.2.2 Calibration du modèle matériau élasto-plastique

IV.2.2.1 Simulation des essais constitutifs

Dans le but de valider les paramètres identifiés, des essais constitutifs ont été simulés sous ABAQUS : il s'agit des essais de traction sur éprouvette plate (2050 et AW551) et des essais de traction-compression sur éprouvette cylindrique (2050).

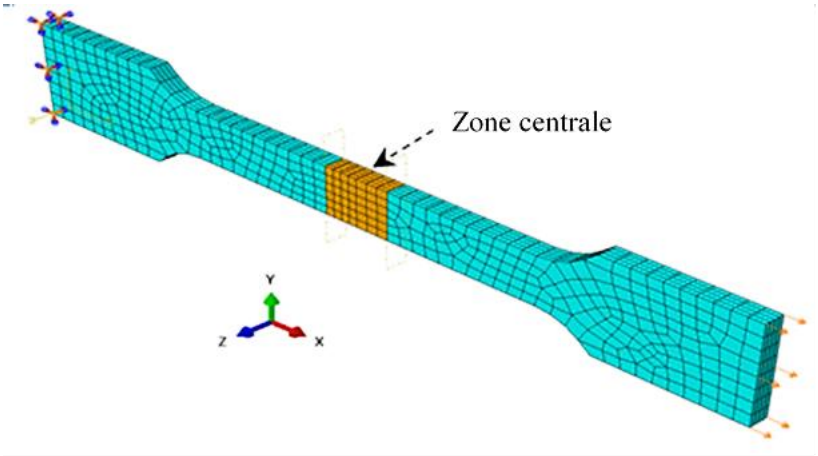


Figure IV-3 : Modèle numérique de l'éprouvette Gleeble pour l'alliage 2050

Des éléments C3D8 avec une intégration totale ont été utilisés. La taille de chaque élément dans les éprouvettes plates, est de 3x3x1mm et 3x3x0.5 pour, respectivement, l'alliage 2050 et l'alliage AW551. Ces dimensions mènent à 4 éléments dans l'épaisseur, comme illustré en Figure IV-3. Pour les éprouvettes cylindriques (non montrées ici), la taille de chaque élément est de l'ordre de 2 mm^3.

La déformation de l'éprouvette est réalisée en imposant, sur un côté de l'éprouvette, un déplacement selon l'axe X tandis que l'autre côté demeure fixe. Le déplacement est réalisé de telle manière à assurer la bonne vitesse de déformation au sein du matériau.

Afin de reproduire au mieux la configuration expérimentale, dans laquelle seule la partie centrale de l'éprouvette est chauffée, deux comportements différents ont été employés dans l'éprouvette : le modèle élasto-plastique dans la zone centrale (en orange sur la figure) et un comportement élastique pour le reste de l'éprouvette.

La validation des paramètres identifiés s'effectue par comparaison des courbes expérimentales aux courbes issues de la simulation numérique. Se rajoute à cela une comparaison de ces résultats à ceux obtenus en utilisant un modèle standard d'ABAQUS, c.-à-d. un comportement élasto-plastique anisotrope décrit par une loi tabulée et le critère de Hill48. Pour ce dernier cas, deux jeux de paramètres ont été utilisés pour le critère de plasticité (Hill481 : paramètres identifiés avec la première méthode et Hill482 : paramètres identifiés avec la deuxième méthode (Tableau IV-2)).

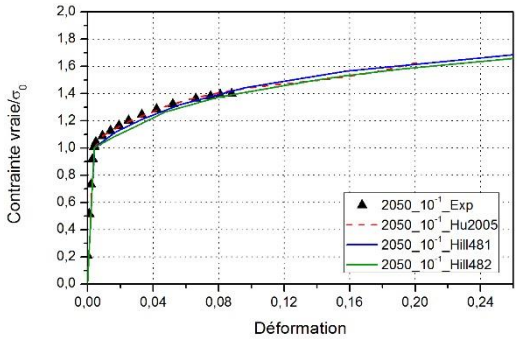
Méthode d'identification	Équations utilisées pour l'identification des paramètres
1ère méthode	$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1$; $G = \frac{1}{r_0+1}$; $F = \frac{H}{r_{90}}$; $N = \frac{(F+G)(2r_{45}+1)}{2}$
2ème méthode	$G + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_0}\right)^2 = 1$; $H = -\frac{1}{2}\left[\left(\left(\frac{R_0}{\sigma_{45}}\right)^2 \times \frac{2}{r_{45}+1}\right) - \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2 - 1\right]$; $F + H = \left(\frac{R_0}{\sigma_{90}}\right)^2$; $N = \frac{(F+G)(2r_{45}+1)}{2}$

Tableau IV-2 : Équations des paramètres matériau de Hill48

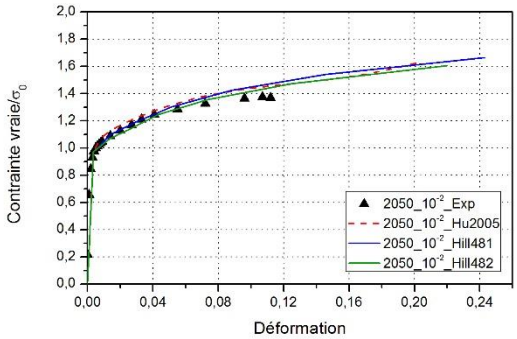
IV.2.2.2 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage 2050

La comparaison des résultats expérimentaux et numériques pour des essais de traction (à 150°C) à différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) selon la direction de laminage (0°) est illustrée sur la Figure IV-4. Les contraintes sont normalisées en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (notée σ_0).

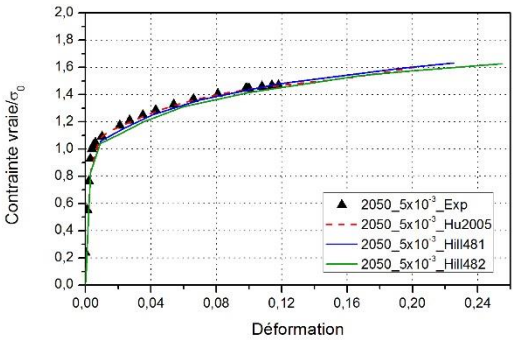
Quel que soit le modèle considéré (élasto-plastique (Hu2005), Hill481 et Hill482), une bonne prédiction du comportement de l'alliage est obtenue pour chaque vitesse de déformation. Cela s'explique par le fait que cet alliage n'est que faiblement viscoplastique à la température considérée et que, par conséquent, l'utilisation des données expérimentales à une vitesse de 5.10^{-3} s^{-1} n'a que peu d'effet sur la qualité de la prédiction.



(a) 10^{-1}/s – 0°



(b) 10^{-2}/s – 0°



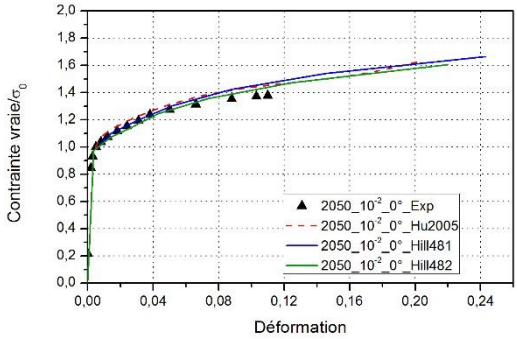
(c) 5.10^{-3}/s – 0°

Figure IV-4 : Comparaison des données numériques obtenues avec le modèle élasto-plastique aux données expérimentales obtenues lors d'essais de traction à différentes vitesses de déformation sur l'alliage 2050

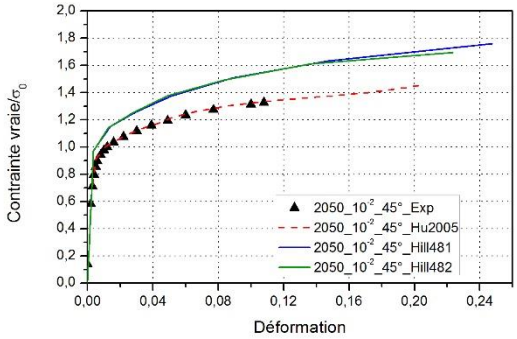
Afin d'étudier la capacité de chaque critère de plasticité à prédire le comportement anisotrope du matériau, une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques d'essais de traction réalisés suivant différentes directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage (0°, 45° et 90°) est présentée en Figure IV-5. Tous ces essais ont été effectués à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La normalisation des contraintes est réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (σ_0).

Quelle que soit la direction de prélèvement de l'éprouvette, une bonne prédiction du comportement de l'alliage 2050 est obtenue avec le modèle matériau employant Hu2005 comme critère de plasticité anisotrope (élasto-plastique).

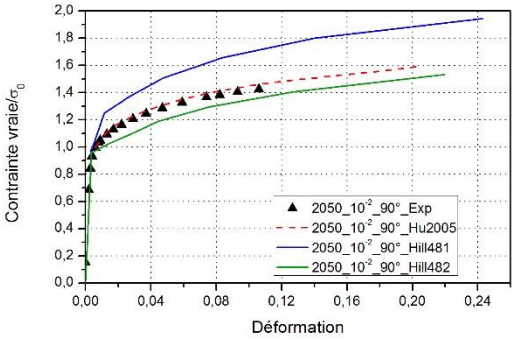
Le critère de Hill48 est, quant à lui, incapable de prédire le bon comportement du matériau étudié. L'erreur de prédiction varie entre 4% et 17% selon la direction de prélèvement et la méthode d'identification considérées.



(a) 10^{-2} s^{-1} - 0°



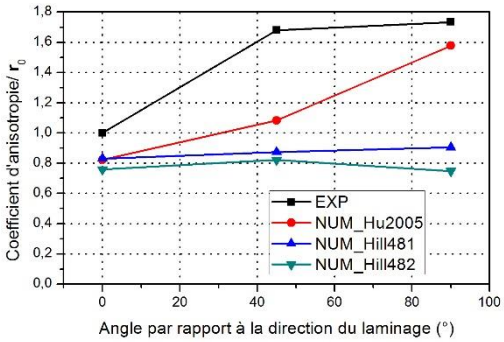
(b) 10^{-2} s^{-1} - 45°



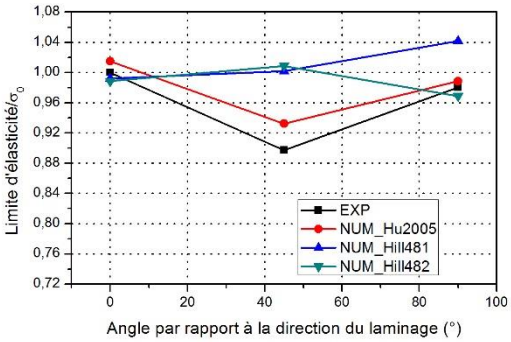
(c) 10^{-2} s^{-1} - 90°

Figure IV-5 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique

Une comparaison des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité dans différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) a été effectuée. Les données ont été normalisées soit par le coefficient d'anisotropie expérimental soit par la limite d'élasticité expérimentale obtenus selon la direction du laminage. La Figure IV-6 montre que le critère de plasticité Hu2005 (modèle élasto-plastique) semble mieux prédire l'anisotropie que Hill48. Toutefois, l'optimisation des paramètres du critère est à finaliser.



(a)



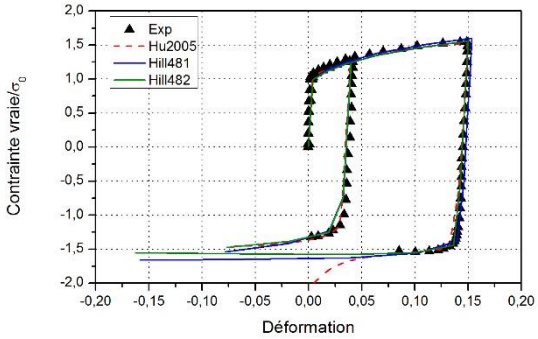
(b)

Figure IV-6 : Comparaison entre les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité expérimentaux et numériques de l'alliage 2050 obtenus selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°)

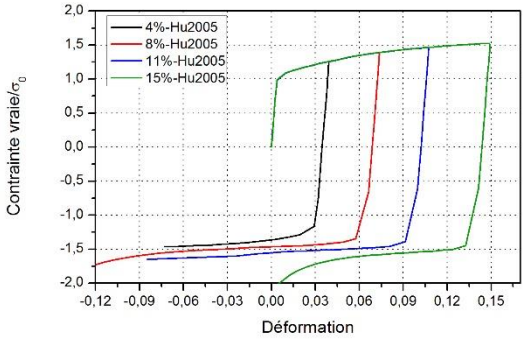
La comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de traction-compression réalisés sur l'alliage 2050 (à 150°C) jusqu'à différents niveaux de déformation (4, 15 et 18%) est montrée en Figure IV-7. Tous ces essais ont été réalisés selon la direction de laminage (0°) et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La normalisation de la contrainte est réalisée avec la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (σ_0).

En ne se référant qu'à la Figure IV-7.a, une prédiction relativement bonne du comportement global de l'alliage 2050 est obtenue pour une déformation de 4% en utilisant les trois modèles matériau étudiés (élasto-plastique (Hu2005), Hill481 et Hill482). Pour les niveaux de déformation supérieurs et avec le modèle élasto-plastique, les contraintes divergent lors de l'inversement de la charge. La Figure IV-7.b montre que la divergence n'apparaît que lorsqu'une précharge supérieure à 11% est appliquée sur le matériau. Ceci s'explique par un niveau de déformation plastique équivalente cumulée qui dépasse les limites de validité de la loi d'écrouissage isotrope. Ce point n'a pas été amélioré car les taux maximums de déformation mis en jeu pendant la mise en forme ne dépasseront pas 15%.

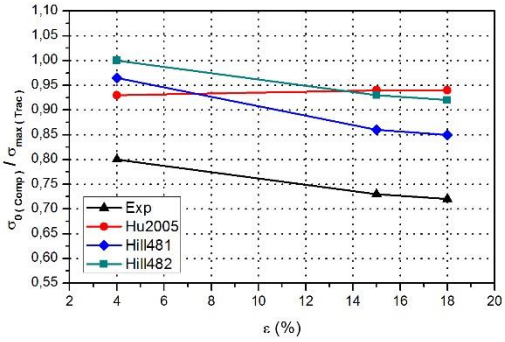
En traçant les courbes présentant le rapport entre la limite élastique en compression et la contrainte maximale en traction en fonction du niveau de déformation (Figure IV-7.c), il est possible de remarquer que les modèles matériau ne permettent pas de reproduire l'effet Bauschinger mis en évidence expérimentalement. L'erreur maximale est, en effet, de 23%, 17% et 21% en utilisant, respectivement, le modèle élasto-plastique (Hu2005), Hill481 et Hill482.



(a) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 4% et 15%



(b) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 4, 8, 11 et 15%

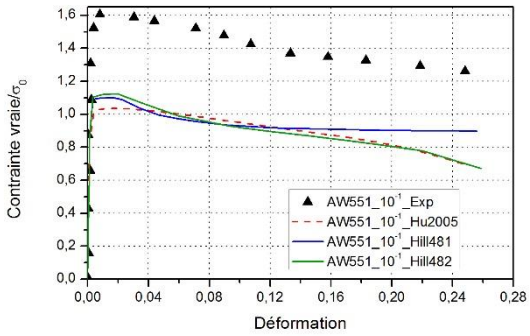


(c) Effet Bauschinger

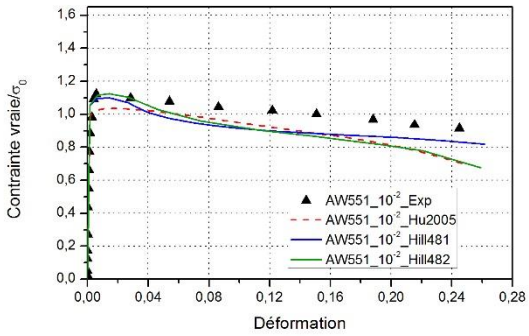
Figure IV-7 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus avec des essais de traction-compression sur l'alliage 2050 à différents niveaux de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique

IV.2.2.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage AW551

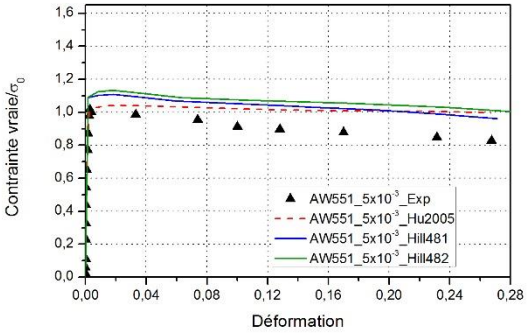
La Figure IV-8 présente la comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction réalisés sur l'alliage AW551 (à 350°C) à différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et suivant la direction de laminage (0°). La normalisation de la contrainte est réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (σ_0).



(a) 10^{-1} /s – 0°



(b) 10^{-2} /s – 0°



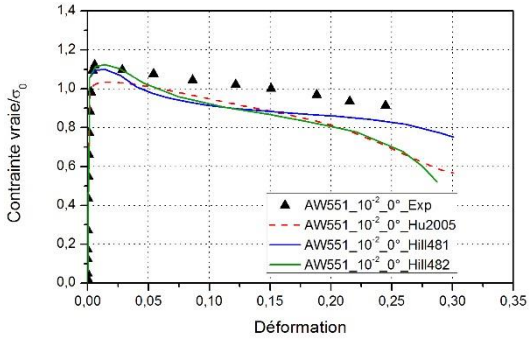
(c) 5.10^{-3} /s – 0°

Figure IV-8 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus par des essais de traction sur l'alliage AW551 à différentes vitesses de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique

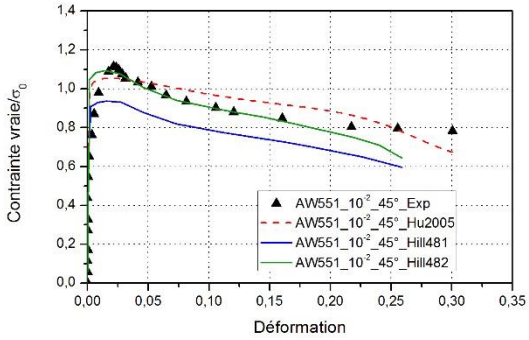
Une relativement bonne prédiction est obtenue pour les deux plus faibles vitesses de déformation avec les trois modèles matériau utilisés (élasto-plastique (Hu2005), Hill481 et Hill482) : l'erreur maximale ne dépasse pas 20%. Pour la grande vitesse de déformation, la prédiction est médiocre avec une erreur d'environ 40%. Ceci s'explique par la non-prise en compte de la dépendance du comportement du matériau à la vitesse de déformation avec le modèle élasto-plastique.

Une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction dans différentes directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage (0°, 45° et 90°) est montrée sur la Figure IV-9. Tous ces essais ont été effectués à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La normalisation des contraintes est obtenue en utilisant la limite d'élasticité expérimentale selon la direction de laminage (σ_0). Cette comparaison permet de juger l'aptitude de chaque critère de plasticité à prédire le comportement anisotrope de l'alliage AW551.

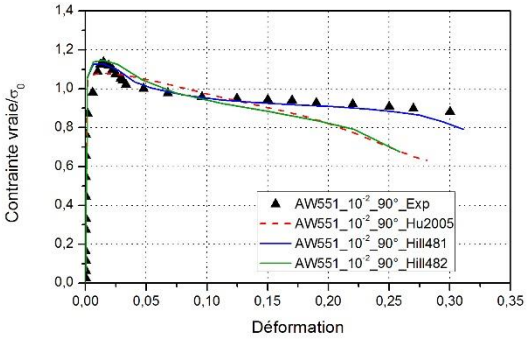
Quelle que soit la direction de prélèvement de l'éprouvette, une bonne prédiction du comportement de l'alliage AW551 est obtenue avec les trois modèles matériau. En effet, pour une déformation de 20%, l'erreur maximale trouvée est de 14.7%, 17% et 14.7% pour, respectivement, le critère de plasticité Hu2005, Hill481 et Hill482.



(a) 10^{-2} /s – 0°



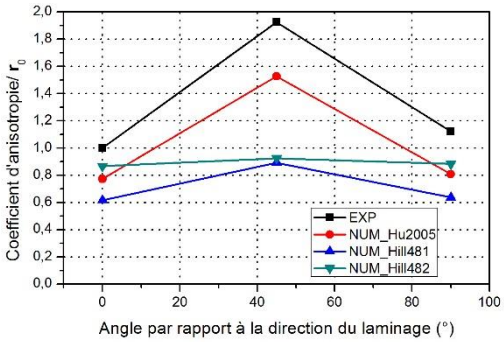
(b) 10^{-2} /s – 45°



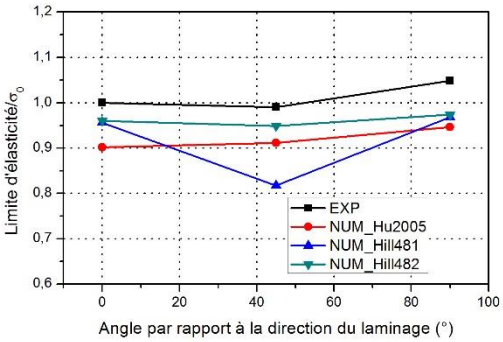
(c) 10^{-2} /s – 90°

Figure IV-9 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage AW551 suivant différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique

Une comparaison des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité dans différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) a été effectuée. Les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité ont été normalisés respectivement par le coefficient d'anisotropie et la limite d'élasticité expérimentales obtenus selon la direction du laminage. La Figure IV-10 montre que le modèle élasto-plastique avec Hu2005 conduit à la meilleure prédiction du comportement anisotrope du matériau.



(a)



(b)

Figure IV-10 : Comparaison entre les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité expérimentaux et numériques de l'alliage AW551 obtenus selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°)

IV.2.3 Bilan : Modèle élasto-plastique

Il est possible de constater que le modèle élasto-plastique conduit à : (i) une bonne prédiction du comportement anisotrope des deux alliages en utilisant Hu2005 comme critère de plasticité anisotrope, (ii) une bonne description du comportement de l'alliage 2050 pour chaque vitesse de déformation étudiée puisque celui-ci n'est que faiblement visqueux, (iii) une mauvaise prédiction de l'écrouissage cinématique de l'alliage 2050 et (iv) une mauvaise prédiction du comportement de l'alliage AW551 qui est sensible à la vitesse de déformation. Ces deux derniers points doivent être améliorés à travers l'introduction dans la UMAT d'un modèle d'écrouissage cinématique pour la prise en compte de l'effet Bauschinger et d'une loi viscoplastique permettant de représenter l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau.

IV.3 Modèle élasto-viscoplastique

IV.3.1 Description du modèle

Ce modèle matériau repose sur la description d'un comportement élasto-viscoplastique avec un écrouissage mixte (isotrope de Balieu et cinématique de Prager) et un critère de plasticité (Hu2005).

IV.3.1.1 Modélisation et considérations théoriques

Dans ses publications (Perzyna, 1963) (Perzyna, 1971), P. Perzyna a établi les équations permettant de décrire le comportement viscoplastique des matériaux auxquels se réfèrent la majorité des travaux traitant du sujet. Parmi tous les modèles de comportement élasto-viscoplastique des matériaux disponibles dans la littérature, le formalisme développé par Chaboche (Chaboche, 2003), basé sur la fonction de charge de von Mises, est le plus largement utilisé dans les développements théoriques et numériques actuels. Dans son analyse, J. L. Chaboche (Chaboche, 2008) (Chaboche, 2009) a étendu le modèle de Perzyna en incluant un nombre plus important de paramètres pouvant décrire les phénomènes d'écrouissage isotrope et cinématique non linéaire et leurs évolutions au cours des déformations inélastiques des matériaux. Dans ces études, c'est le critère de von Mises qui sert de base aux développements de la théorie initiale de Perzyna.

Le caractère viscoplastique de la déformation d'un matériau est défini par opposition aux phénomènes plastiques indépendants du temps. À cet effet de nombreux auteurs ont développé leurs études à partir de la définition d'une *sur-contrainte* (overstress) dont l'évolution au cours du temps dépend de la vitesse de déformation. Les lois proposées sont généralement des lois puissances ou des lois exponentielles ou hyperboliques. En procédant ainsi, différents procédés de mise en forme peuvent être correctement analysés et les évolutions des matériaux mis en jeu correctement prédites par des analyse numériques EF. Cette méthode est d'ailleurs bien adaptée au procédé de mise en forme à chaud par fluage ou avec relaxation des contraintes. Adam et Ponthot (Adam & Ponthot, 2003) l'ont par exemple utilisée pour étudier la mise en forme de tôles par superplasticité.

Dans ce travail, le formalisme de J.L. Chaboche a été adapté au critère de plasticité proposé par W. HU (Hu, 2005) afin d'étudier le comportement viscoplastique des alliages d'aluminium faisant l'objet de notre étude.

IV.3.1.2 Surface de charge et contrainte équivalente

Dans l'hypothèse de petites déformations isothermes, le tenseur de la déformation totale $\boldsymbol{\varepsilon}$ peut être partitionné en déformations élastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}$ et plastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{pl}$ (ou viscoplastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{vpl}$). On écrit :

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \boldsymbol{\varepsilon}^{el} + \boldsymbol{\varepsilon}^{pl} \tag{IV.4}$$

Pour les deux alliages étudiés, la loi de comportement contrainte vs déformation est donnée par :

$$\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C}: \boldsymbol{\varepsilon}^{el} = \boldsymbol{C}: \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^{pl}\right) \tag{IV.5}$$

$\boldsymbol{C}$ est un tenseur d'élasticité isotrope ou anisotrope.

On se situe dans le cadre des études de tôles laminées constituées de matériaux anisotropes écrouissables pour lesquels W. HU (Hu, 2005) définit la fonction de charge f_{HU} suivante :

$$\begin{gathered} f = X_1(\sigma_{11} - \sigma_{33})^4 + X_2(\sigma_{11} - \sigma_{33})^3(\sigma_{22} - \sigma_{33}) + X_3(\sigma_{11} - \\ \sigma_{33})^2(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + X_4(\sigma_{11} - \sigma_{33})(\sigma_{22} - \sigma_{33})^3 + X_5(\sigma_{22} - \sigma_{33})^4 + \\ X_6({\sigma_{12}}^2 + {\sigma_{23}}^2 + {\sigma_{31}}^2) \times [(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 - (\sigma_{11} - \\ \sigma_{33})(\sigma_{22} - \sigma_{33})] + X_7({\sigma_{12}}^2 + {\sigma_{23}}^2 + {\sigma_{31}}^2)^2 - 1 = 0 \end{gathered} \tag{IV.6}$$

Les coefficients X_i (~MPa^{-4}) (Tableau IV-1) dépendent des paramètres d'anisotropie $R_{0\circ}$, $R_{90\circ}$ et $R_{45\circ}$et des limites d'élasticité dans le sens du laminage (σ_0), le sens travers (σ_{90}), le sens diagonal (σ_{45}), et dans le cas d'un essai d'expansion equi-biaxiale (σ_b). La fonction précédente définissant un convexe dans l'espace des contraintes, on pourra la choisir comme potentiel plastique et l'adapter ensuite au cas d'études élasto-plastiques ou viscoplastiques. Elle servira aussi pour les modélisations EF.

Afin de se ramener à une expression analogue au critère de von Mises, on définit la fonction de charge à partir d'une pseudo-contrainte équivalente σ_{eqHU} écrite sous la forme suivante :

$$\begin{gathered} \sigma_{eqHU} = [\chi_1(\sigma_{11} - \sigma_{33})^4 + \chi_2(\sigma_{11} - \sigma_{33})^3(\sigma_{22} - \sigma_{33}) + \\ \chi_3(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + \chi_4(\sigma_{11} - \sigma_{33})(\sigma_{22} - \sigma_{33})^3 + \\ \chi_5(\sigma_{22} - \sigma_{33})^4 + \chi_6({\sigma_{12}}^2 + {\sigma_{23}}^2 + {\sigma_{31}}^2) \times [(\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{22} - \\ \sigma_{33})^2 - (\sigma_{11} - \sigma_{33})(\sigma_{22} - \sigma_{33})] + \chi_7({\sigma_{12}}^2 + {\sigma_{23}}^2 + {\sigma_{31}}^2)^2]^{\frac{1}{4}} \end{gathered} \tag{IV.7}$$

Dans cette expression, les χ_i sont des coefficients sans dimension calculés par la formule suivante :

$$\chi_i = \sigma_0^4 X_i \tag{IV.8}$$

σ_0 est la limite d'élasticité en traction dans le sens de laminage et X_i les coefficients de la fonction de charge de Hu (équation (IV.6)). Avec ce choix, la fonction seuil avec écrouissage isotrope est donnée par :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_{eqHU(\sigma_{ij})} - \sigma_y - R\left(\bar{\varepsilon}^{pl}\right) \tag{IV.9}$$

σ_y est le seuil élastique initial dans le sens de laminage $\left(\sigma_y \equiv \sigma_0\right)$ et $R\left(\bar{\varepsilon}^{pl}\right)$ est la fonction d'écrouissage isotrope qui dépend de la déformation plastique équivalente $\bar{\varepsilon}^{pl}$. Lors de chargements cycliques, un phénomène d'écrouissage cinématique peut apparaître et on définit la pseudo-contrainte équivalente σ_{eqHU} par :

$$\begin{gathered} \sigma_{eqHU} = \Big[\chi_1(\xi_{11} - \xi_{33})^4 + \chi_2(\xi_{11} - \xi_{33})^3(\xi_{22} - \xi_{33}) + \\ \chi_3(\xi_{11} - \xi_{33})^2(\xi_{22} - \xi_{33})^2 + \chi_4(\xi_{11} - \xi_{33})(\xi_{22} - \xi_{33})^3 + \\ \chi_5(\xi_{22} - \xi_{33})^4 + \chi_6\left({\xi_{12}}^2 + {\xi_{23}}^2 + {\xi_{31}}^2\right) \times [(\xi_{11} - \xi_{33})^2 + (\xi_{22} - \\ \xi_{33})^2 - (\xi_{11} - \xi_{33})(\xi_{22} - \xi_{33})] + \chi_7\left({\xi_{12}}^2 + {\xi_{23}}^2 + {\xi_{31}}^2\right)^2\Big]^{\frac{1}{4}} \end{gathered} \tag{IV.10}$$

Le tenseur des contraintes $\boldsymbol{\xi}$ est définie par :

$$\boldsymbol{\xi} = \boldsymbol{S} - \boldsymbol{X} \tag{IV.11}$$

$\boldsymbol{S}$ est le déviateur du tenseur des contraintes et $\boldsymbol{X}$ le tenseur de la contrainte cinématique. Dans ce cas, la fonction de charge est donnée par :

$$f\left(\xi_{ij}\right) = \sigma_{eqHU(\xi_{ij})} - \sigma_y - R(r) \tag{IV.12}$$

r est la variable thermodynamique associée à l'écrouissage isotrope.

IV.3.1.3 Plasticité indépendante du temps

La théorie de la plasticité suppose qu'il existe une surface de charge définie dans l'espace des contraintes, que nous noterons $f = f(\boldsymbol{\sigma}; V_k) \leq 0$.

Les V_k représentent les variables internes (écrouissages isotrope et cinématique) donnant la position et la forme de la surface $f = 0$. Lorsque $f < 0$, les contraintes ne provoquent que des déformations élastiques réversibles. Dans le cas de la plasticité indépendante du temps, on ne peut avoir $f > 0$ et l'écoulement plastique ne peut se produire que lorsqu'on a simultanément $f(\boldsymbol{\sigma}; V_k) = 0$ associée à la condition de consistance $df(\boldsymbol{\sigma}; V_k) = \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} d\boldsymbol{\sigma} + \frac{\partial f}{\partial V_k} dV_k = 0$.

La règle de normalité généralisée qui s'applique ici permet de donner le sens et l'intensité de l'incrément de déformation plastique $\delta\varepsilon^p$ sous la forme :

$$\delta\varepsilon^p = \delta\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma} = \delta\lambda \frac{\partial f}{\partial \xi} \tag{IV.13}$$

$\delta\lambda$ est un multiplicateur plastique qui sera défini plus loin, $\frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\xi}}$ est la normale à la surface de charge. Dans la suite on définit un pseudo-potentiel de dissipation Φ_p par l'expression suivante :

$$\Phi_p = \sigma_{eqHU(\xi_{ij})} - R - \sigma_y \tag{IV.14}$$

A partir de l'équation (IV.14), la normale à la fonction de charge est donnée par :

$$\boldsymbol{n}_{HU} = \frac{\partial \Phi_p}{\partial \boldsymbol{\sigma}} = \frac{\partial \boldsymbol{\sigma}_{HU\,(\sigma_{ij})}}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \tag{IV.15}$$

La normale unitaire $\boldsymbol{n}_\sigma$ est définie par :

$$\boldsymbol{n}_\sigma = \frac{\boldsymbol{n}_{HU}}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|} \; avec \; \sqrt{\frac{2}{3}\boldsymbol{n}_{HU} : \boldsymbol{n}_{HU}} = \|\boldsymbol{n}_{HU}\| \tag{IV.16}$$

Il s'ensuit que :

$$\boldsymbol{n}_\sigma : \boldsymbol{n}_\sigma = \frac{\boldsymbol{n}_{HU} : \boldsymbol{n}_{HU}}{\frac{2}{3}\boldsymbol{n}_{HU} : \boldsymbol{n}_{HU}} \rightarrow \sqrt{\frac{2}{3}\boldsymbol{n}_\sigma : \boldsymbol{n}_\sigma} = 1 \tag{IV.17}$$

IV.3.1.4 Plasticité dépendante du temps : viscoplasticité

Dans le cas de la plasticité dépendante du temps, c'est-à-dire en viscoplasticité, il est possible que les valeurs des contraintes conduisent à avoir $f > 0$ entraînant un écoulement plastique. Le multiplicateur plastique ne peut plus être déterminé par la condition de consistance précédente et il est nécessaire de définir une loi d'évolution pour l'incrément de la vitesse de déformation plastique $\dot{\varepsilon}^{vpl}$.

Dans le cas viscoplastique, la règle de normalité permet d'écrire l'incrément de vitesse de déformation viscoplastique comme suit :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} = \dot{\Lambda}^{vpl}\boldsymbol{n}_{HU} = \dot{\Lambda}^{vpl}\|\boldsymbol{n}_{HU}\|\boldsymbol{n}_{\sigma} \tag{IV.18}$$

$\dot{\Lambda}^{vpl}$ est l'incrément de vitesse du multiplicateur plastique associé à $\boldsymbol{n}_{HU}$ et on note $\dot{\lambda}^{vpl}$ l'incrément correspondant à $\boldsymbol{n}_{\sigma}$:

$$\dot{\lambda}^{vpl} = \dot{\Lambda}^{vpl}\|\boldsymbol{n}_{HU}\| \tag{IV.19}$$

Les taux d'évolution par rapport au temps, de la déformation viscoplastique, de la variable d'écrouissage cinématique $\boldsymbol{\alpha}$ et de la variable d'écrouissage isotrope r sont donnés par :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} = \dot{\lambda}^{vpl}\boldsymbol{n}_{\sigma} \tag{IV.20}$$

$$\dot{\boldsymbol{\alpha}} = -\delta\Lambda^{vpl}\frac{\partial\Phi_p}{\partial X} = \dot{\Lambda}^{vpl}\|\boldsymbol{n}_{HU}\|\boldsymbol{n}_{\sigma} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} \tag{IV.21}$$

$$\dot{r} = -\dot{\Lambda}^{vpl}\frac{\partial\Phi_p}{\partial R} = \frac{\dot{\lambda}^{vpl}}{\|n_{HU}\|} \tag{IV.22}$$

La déformation viscoplastique équivalente $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl}$ est notée p avec :

$$\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} = p = \int_0^t \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl}}\, dt \tag{IV.23}$$

$$\dot{p} = \frac{\delta\bar{\varepsilon}^{vpl}}{\delta t} = \sqrt{\frac{2}{3}\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl} : \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^{vpl}} = \dot{\Lambda}^{vpl}\|\boldsymbol{n}_{HU}\|\sqrt{\frac{2}{3}\boldsymbol{n}_{\sigma} : \boldsymbol{n}_{\sigma}} = \dot{\lambda}^{vpl} = \frac{\delta\lambda^{vpl}}{\delta t} \tag{IV.24}$$

IV.3.1.4.1 Potentiel thermodynamique et variables internes d'état

Puisque la formulation thermodynamique nécessite la définition des potentiels élastiques et plastique, l'approche utilisé par Badreddine (Badreddine, 2006) a été appliquée.

Le potentiel thermodynamique total $\rho\Psi_t$ (équation (IV.25)) est la somme de l'énergie élastique réversible $\rho\Psi_e$ (équation (IV.26)) et de l'énergie de déformation plastique $\rho\Psi_p$ (équation (IV.27)) incluant l'écrouissage isotrope et cinématique.

$$\rho\Psi_t = \rho\Psi_e + \rho\Psi_p \tag{IV.25}$$

$$\rho\Psi_e = \frac{1}{2}\boldsymbol{\varepsilon}^{el} : \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \tag{IV.26}$$

$$\rho\Psi_p = \frac{1}{3}C_\alpha \boldsymbol{\alpha} : \boldsymbol{\alpha} - Q_1(1 + b_1 r)\frac{exp(-b_1 r)}{b_1^2} + Q_2\left(r + \frac{exp(-b_2 r)}{b_2}\right) + b_3\frac{r^4}{4} + b_4\frac{r^3}{3} + b_5\frac{r^2}{2} \tag{IV.27}$$

Avec : C_α le paramètre d'écrouissage cinématique, $Q_i$et b_i des constantes caractérisant l'écrouissage isotrope.

Il s'ensuit qu'on aura les expressions suivantes des variables d'état internes :

$$\boldsymbol{\sigma} = \frac{\partial(\rho\Psi_t)}{\partial\varepsilon^{el}} = \boldsymbol{C} : \boldsymbol{\varepsilon}^{el} \tag{IV.28}$$

$$\boldsymbol{X} = \frac{\partial(\rho\Psi_t)}{\partial\alpha} = \frac{2}{3}C_\alpha \boldsymbol{\alpha} \tag{IV.29}$$

$$R = \frac{\partial(\rho\Psi_t)}{\partial r} = Q_1 r\, exp(-b_1 r) + Q_2(1 - exp(-b_2 r)) + b_3 r^3 + b_4 r^2 + b_5 r \tag{IV.30}$$

Il est possible de constater que les expressions de Prager (Prager, 1958) et Balieu (Balieu, et al., 2014) sont utilisées pour décrire, respectivement, l'écrouissage cinématique et isotrope. En effet, l'écrouissage cinématique de Prager est relativement facile à identifier et à implémenter dans les modèles matériau et l'écrouissage isotrope de Balieu permet de décrire le phénomène d'écrouissage tout comme le phénomène d'adoucissement.

IV.3.1.4.2 Lois d'évolution du multiplicateur plastique

Puisque l'incrément du correcteur viscoplastique $\dot{\lambda}^{vpl}$ ne peut plus être déterminé par la condition de consistance, il faut définir une loi d'évolution pour l'incrément de la vitesse de déformation viscoplastique équivalente $\dot{p}$. Dans son étude, J.L. Chaboche (Chaboche, 2008) propose une loi d'évolution de $\dot{p}^{vpl}$ en fonction puissance comme ci-dessous ($\dot{p}^{vpl}$ en s^{-1}) :

$$\dot{p}^{vpl} = A\left\langle\frac{\sigma_{eq} - R(p^{vpl}) - \sigma_y}{D(p)}\right\rangle^n \tag{IV.31}$$

Le crochet de Macaulay est défini par $\langle x\rangle = \frac{1}{2}(x + |x|)$. $D(p)$ est une contrainte *Drag stress* et A une constante. Ce choix est à rapprocher de celui proposé par G. Z. Voyiadjis et al. (Voyiadjis, et al., 2004), A. Krairi et I. Doghri (Krairi & Doghri, 2014) qui proposent des expressions similaires. L'inconvénient de cette formulation rapportée dans la littérature est qu'elle ne rend pas bien compte du comportement du matériau sur toute l'étendue de variation des contraintes. C'est pour cette raison que d'autres auteurs préfèrent le modèle d'évolution de l'incrément $\dot{p}$ en sinus hyperbolique.

W. Chen (Chen & Feng, 2015), J.M. Pipard (Pipard, 2012) et d'autres choisissent une évolution en sinus hyperbolique qui permet de prendre en compte une grande plage de variation de la vitesse de déformation. Il est alors possible d'écrire :

$$\dot{p}^{vpl} = Bsinh\left\langle\frac{\sigma_{eq} - R\left(p^{vpl}\right) - \sigma_y}{A}\right\rangle \tag{IV.32}$$

B et A sont des constantes à identifier pour chaque matériau. Ashtiani et al. (Ashtiani, et al., 2012) ont aussi utilisé ce modèle tout en ajoutant l'effet de la température comme montré dans l'équation (IV.33).

$$\dot{\varepsilon}^{vpl} = Asinh\langle\alpha\sigma\rangle exp(-\frac{Q}{RT}) \tag{IV.33}$$

Expression dans laquelle σ est la contrainte effective d'écoulement, α est un coefficient (MPa), A une constante (~s^{-1}), R est la constante de Boltzmann et Q l'énergie d'activation de la déformation. Les auteurs proposent une méthode d'identification de ces coefficients basée sur des essais expérimentaux.

D'autres types de loi ont été proposées comme, par exemple, celle proposée par Bodner et Partom (Bodner & Partom, 1975) qui s'exprime sous la forme ci-dessous :

$$\dot{p}^{vpl} = \frac{2}{\sqrt{3}} D_0 \, exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{R + X:\frac{\sigma'}{J_2(\sigma')}}{J_2(\sigma')}\right)\frac{n+1}{n}\right)^{2n} \tag{IV.34}$$

σ' est le déviateur des contraintes et $J_2(\sigma') = \sqrt{\frac{3}{2}\sigma':\sigma'}$. D_0 est la valeur limite de la vitesse de déformation plastique équivalente. D'autres lois ont été proposées comme celle de Balieu et al. (Balieu, et al., 2014) qui rend compte de l'influence de l'endommagement et du comportement non symétrique du matériau en traction ou en compression.

Toutes les études citées sont basées sur la définition d'une contrainte équivalente basée sur le modèle de von Mises. Or W. Hu a montré que pour certains alliages d'acier à haute résistance ou pour des alliages d'aluminium (Hu, 2005), il était nécessaire de définir une fonction de charge mieux appropriée aux comportements anisotropes induits par la mise en forme, spécialement pour des tôles.

Dans la suite on se propose de développer une théorie de la viscoplasticité incrémentale basée sur le critère de W. HU.

IV.3.1.5 Viscoplasticité incrémentale

Les écoulements visqueux de matériaux viscoplastiques ne donnent pas lieu à des lois d'évolution globale et ils doivent être traités de façon incrémentale.

La méthode adoptée est analogue à celle développée dans le cadre de la plasticité. On effectue une prédiction élastique en imposant un incrément de déformation totale $\delta\boldsymbol{\varepsilon}^{essai}$, on a :

$$\boldsymbol{\sigma}_{n+1} = (\boldsymbol{\sigma}_n + \boldsymbol{C}\delta\boldsymbol{\varepsilon}^{essai}) - \boldsymbol{C}\delta\boldsymbol{\varepsilon}^{vpl} = \boldsymbol{\sigma}^{essai} - \delta\lambda^{vpl}\boldsymbol{C}\boldsymbol{n}_\sigma \tag{IV.35}$$

En prenant les parties déviatoriques de chaque membre de l'équation (IV.35) l'expression du déviateur $\boldsymbol{S}$ à l'incrément "*n+1*" est :

$$\boldsymbol{S}_{n+1} = \boldsymbol{S}^{essai} - \delta\lambda^{vpl}\boldsymbol{C}\boldsymbol{n}_\sigma \tag{IV.36}$$

L'incrément de la contrainte cinématique $\delta\boldsymbol{X} = \frac{2}{3}C_\alpha\delta\boldsymbol{\alpha}$ avec l'équation (IV.21) conduit à l'étape *"n+1"* à :

$$\boldsymbol{X}_{n+1} = \boldsymbol{X}_n + \delta\boldsymbol{X} = \boldsymbol{X}_n + \delta\lambda^{vpl}\frac{2}{3}C_\alpha\boldsymbol{n}_\sigma \tag{IV.37}$$

Alors :

$$(\boldsymbol{S}_{n+1} - \boldsymbol{X}_{n+1}) = \left(\boldsymbol{S}^{essai} - \boldsymbol{X}_n\right) - \delta\lambda^{vpl}\left(\boldsymbol{C}\boldsymbol{n}_\sigma + \frac{2}{3}C_\alpha \boldsymbol{n}_\sigma\right) \quad \text{(IV.38)}$$

Pour un matériau à comportement élastique linéaire $\boldsymbol{C}\boldsymbol{n}_\sigma = 2G\boldsymbol{n}_\sigma$, ce qui entraîne l'équation suivante en posant $\boldsymbol{\xi}^{essai} = \left(\boldsymbol{S}^{essai} - \boldsymbol{X}_n\right)$ avec (IV.16) :

$$\boldsymbol{\xi}_{\boldsymbol{n+1}} = \boldsymbol{S}_{n+1} - \boldsymbol{X}_{n+1} = \boldsymbol{\xi}^{essai} - \delta\lambda^{vpl}\left(2G + \frac{\boldsymbol{2}}{\boldsymbol{3}}\boldsymbol{C}_{\boldsymbol{\alpha}}\right)\boldsymbol{n}_\sigma \quad \text{(IV.39)}$$

Dans la suite de l'étude, on fait la même hypothèse sur la normale à la surface de charge que celle découlant du modèle de von Mises :

$$\boldsymbol{n}_{n+1}^{HU} = \boldsymbol{n}_{n+1}^{essai} \quad \text{(IV.40)}$$

IV.3.1.6 Contrainte équivalente de W. Hu linéarisée σ_{eqHU}^{n+1}

Pour calculer la contrainte équivalente σ_{eqHU}^{n+1} à l'étape « n+1 », il faut calculer une à une les contraintes ξ_{ij} comme suit :

$$\xi_{ij}^{n+1} = \xi_{ij}^{essai} - \delta\lambda^{vpl}\left(2G + \frac{2}{3}C_\alpha\right)n_{ij} \quad \text{(IV.41)}$$

À titre d'exemple, on aura :

$$(\ \xi_{11} - \xi_{33})_{n+1} = \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) - \delta\lambda^{vpl}\left[2G + \frac{2}{3}C_\alpha\right](n_{11} - n_{33}) \quad \text{(IV.42)}$$

Le calcul de σ_{eqHU}^{n+1} s'effectue en reportant dans la définition (IV.10) les expressions analogues à (IV.42). On constate que de nombreux termes font apparaître $\left\{\delta\lambda^{vpl}\right\}^k$ avec k>1. Sachant que les études de plasticité ou de viscoplasticité montrent que les valeurs du multiplicateur plastique sont très faibles, on est amené à formuler l'hypothèse suivante :

Hypothèse 1 : Les termes faisant apparaître des puissances de $\delta\lambda^{vpl}$ comme $\{\delta\lambda^{vpl}\}^k$ avec k>1 sont négligés.

Il s'ensuit que, dans la nouvelle écriture de σ_{eqHU}^{n+1}, on a, par exemple, comme coefficient de χ_1 :

$$\left(\xi_1^{essai} - \xi_3^{essai}\right)^4 - \delta\lambda^{vpl}\psi'_1 \quad \text{(IV.43)}$$

Avec :

$$\psi'_1 = 4\left(\xi_1^{essai} - \xi_3^{essai}\right)^3(\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3) \quad \tilde{n}_i = \left[2G + \frac{2}{3}C_\alpha\right]n_i^{essai} \quad \text{(IV.44)}$$

Lorsqu'on fait la somme de tous les termes ψ'_i en les multipliant par leurs coefficients respectifs χ_i, on trouve l'expression linéarisée suivante :

$$\left(\sigma_{eqHU}^{n+1}\right)^4 = \left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4 - \delta\lambda^{vpl} \times \Psi(\boldsymbol{\xi}, \boldsymbol{\alpha}) \tag{IV.45}$$

$$\sigma_{eqHU}^{n+1} = \sigma_{eqHU}^{essai} \times \sqrt[4]{1 - \delta\lambda^{vpl} \times \frac{\Psi(\xi, \alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}} \tag{IV.46}$$

Dans ces expressions, $\Psi(\boldsymbol{\xi}, \boldsymbol{\alpha})$ est donnée par l'équation (IV.47) dont les expressions de ψ'_1sont données en Annexe C.

$$\Psi(\boldsymbol{\xi}, \boldsymbol{\alpha}) = \chi_1\psi'_1 + \chi_2\psi'_2 + \chi_3\psi'_3 + \chi_4\psi'_4 + \chi_5\psi'_5 + \chi_6\psi'_6 + \chi_7\psi'_7 \tag{IV.47}$$

IV.3.1.7 Fonction de charge dynamique

La fonction de charge viscoplastique est définie par une loi en sinus hyperbolique conduisant à l'écriture :

$$\varphi_{HUdyn}(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{X}, R) = \frac{\delta\lambda^{vpl}}{\delta t} - \beta \times \left[sinh\left(\langle\frac{\sigma_{HU\,(\xi_{ij})}}{\sigma_y + R} - 1\rangle\right)\right]^{\gamma} \tag{IV.48}$$

Les constantes β et γ doivent être déterminées par des essais pour chaque matériau. L'incrément par rapport au temps du multiplicateur plastique $\frac{\delta\lambda^{vpl}}{\delta t}$ doit satisfaire l'équation suivante :

$$\varphi_{HUdyn}(\boldsymbol{\sigma}, \boldsymbol{X}, R) = 0 \tag{IV.49}$$

On satisfait l'équation précédente en mettant en œuvre un algorithme implicite de retour radial de type Newton Raphson. La condition de consistance $d\varphi_{n+1} = 0$ est aussi satisfaite. On se ramène ainsi à une étude classique de plasticité.

La détermination du multiplicateur plastique $\delta\lambda^{vpl}$ à partir de la condition de consistance est détaillée ci-après. Afin d'alléger les écritures, on pose arbitrairement :

$$U(\delta\lambda^{vpl}) = sinh\left(\langle\frac{\sigma_{HU}^{n+1}\,(\,\xi_{ij})}{\sigma_y + R} - 1\rangle\right) \tag{IV.50}$$

Avec cette notation, la fonction de charge à l'incrément "n+1" peut s'écrire comme suit :

$$\varphi(p_{n+1}^{vpl}) = \frac{\delta\lambda^{vpl}}{\delta t} - \beta \times \left(U(\delta\lambda^{vpl})\right)^{\gamma} \tag{IV.51}$$

La condition de consistance s'écrit alors :

$$\delta\varphi_{n+1} = \delta\left(\frac{\delta\lambda^{vpl}}{\delta t}\right) - \beta \times \gamma \times \left[U(\delta\lambda^{vpl})\right]^{\gamma-1} \delta U(\xi, R) = 0 \tag{IV.52}$$

Écrivons δU comme suit :

$$\delta U = \frac{\partial U}{\partial R}\delta R + \frac{\partial U}{\partial \xi_{ij}}\ \delta\xi_{ij} \tag{IV.53}$$

En occultant le détail des calculs (Annexe C), on trouve :

$$\begin{aligned}\delta U_{n+1} = -cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\times H_R\times \frac{\sigma_{eqHU}^{essai}\left(1-\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)^2}\delta\lambda^{vpl} + \\ cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\times\left\{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\boldsymbol{n_\sigma}^T - \right. \\ \left.\delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\xi,\alpha)}{\partial\xi}\right)^T\right\}\boldsymbol{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}} - \delta\lambda^{vpl}\left(\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\boldsymbol{n_\sigma}^T\boldsymbol{C}\boldsymbol{n_\sigma} + \right.\right. \\ \left.\left.\frac{2}{3}C_\alpha\boldsymbol{n_\sigma}^T\boldsymbol{n_\sigma}\right] - \frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\xi,\alpha)}{\partial\xi}\right)^T\mathbf{1}\right)\times\frac{1}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)}\end{aligned} \tag{IV.54}$$

Avec K le module de compressibilité et $\varepsilon_m^{essai} = \frac{1}{3}\left(\varepsilon_1^{essai} + \varepsilon_2^{essai} + \varepsilon_3^{essai}\right)$.

Cette expression peut encore s'écrire comme suit :

$$\begin{aligned}\delta U_{n+1} = \\ \cosh(g_{n+1})\left(\frac{\left\{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\boldsymbol{n_\sigma}^T-\delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\xi,\alpha)}{\partial\xi}\right)^T\right\}}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \right. \\ \left. K^{vpl}\delta\lambda^{vpl}\right)\end{aligned} \tag{IV.55}$$

$\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}}$ correspond à l'essai élastique. Nous avons noté K^{vpl} le coefficient de $\delta\lambda^{vpl}$ défini par l'expression suivante :

$$\begin{aligned}K^{vpl} = \left[\left(\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\boldsymbol{n_\sigma}^T\boldsymbol{C}\boldsymbol{n_\sigma} + \frac{2}{3}C_\alpha\boldsymbol{n_\sigma}^T\boldsymbol{n_\sigma}\right] - \right.\right. \\ \left.\left.\frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\xi,\alpha)}{\partial\xi}\right)^T\mathbf{1}\right)\frac{1}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)} + H_R\frac{\sigma_{eqHU}^{essai}\left(1-\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)^2}\right]\end{aligned} \tag{IV.56}$$

La condition de linéarité en $\delta\lambda^{vpl}$ que nous avons choisie (cf. hypothèse 1 précédemment formulée) conduit à l'écriture modifiée suivante, dans laquelle l'incrément du multiplicateur plastique disparaît :

$$\widetilde{K}^{vpl} = \left(\| \boldsymbol{n}_{HU} \| \left[\boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} \boldsymbol{C} \boldsymbol{n}_{\sigma} + \frac{2}{3} C_{\alpha} \boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} \boldsymbol{n}_{\sigma} \right] - \frac{\Delta\varepsilon_{m}^{essai}}{4} \frac{3K}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^{3}} \left(\frac{\partial \Psi(\xi,\alpha)}{\partial \xi} \right)^{T} \mathbf{1} \right) \frac{1}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)} + \sigma_{eqHU}^{essai} \frac{H_R}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)^{2}} \tag{IV.57}$$

En vérifiant que $\frac{\partial \Psi(\xi,\boldsymbol{\alpha})}{\partial \xi}$ est un déviateur ($Tr\left(\frac{\partial \Psi(\xi,\boldsymbol{\alpha})}{\partial \xi}\right) = 0$), on a l'égalité suivante :

$$\frac{\Delta\varepsilon_{m}^{essai}}{4} \frac{3K}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^{3}} \left(\frac{\partial \Psi(\xi,\alpha)}{\partial \xi} \right)^{T} \mathbf{1} = 0 \tag{IV.58}$$

Et le coefficient $\widetilde{K}^{vpl}$ se réduit à :

$$\widetilde{K}^{vpl} = \left(\| \boldsymbol{n}_{HU} \| \left[\boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} \boldsymbol{C} \boldsymbol{n}_{\sigma} + \frac{2}{3} C_{\alpha} \boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} \boldsymbol{n}_{\sigma} - \right] \right) \frac{1}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)} + \sigma_{eqHU}^{essai} \frac{H_R}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)^{2}} \tag{IV.59}$$

L'hypothèse de linéarité permet d'écrire la condition de consistance :

$$\delta\varphi_{n+1} = \delta\lambda^{vpl} \frac{1}{\delta t} - \beta \times \gamma \times \left[sinh\left(\langle \frac{\sigma_{HU}^{essai}(\xi_{ij})}{\sigma_{y+}R^{n+1}} - 1 \rangle \right) \right]^{\gamma-1} \times \delta U_{n+1} = 0 \tag{IV.60}$$

De ce qui précède, on tire l'expression du multiplicateur plastique sous la forme suivante :

$$\delta\lambda^{vpl} = \frac{\beta \times \gamma \times [sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1} cosh(\tilde{g}_n)}{\frac{1}{\delta t} + \widetilde{K}^{vpl} \beta \times \gamma \times [sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1} cosh(g_n)} \times \frac{\left\{ \| \boldsymbol{n}_{HU} \| \left(1 + \frac{3}{4} \delta\lambda^{vpl} \times \frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^{4}} \right) \boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} - \delta\lambda^{vpl} \frac{1}{4} \frac{1}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^{3}} \left(\frac{\partial \Psi(\xi,\alpha)}{\partial \xi} \right)^{T} \right\}}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)} \boldsymbol{C} \boldsymbol{\Delta\varepsilon}^{essai} \tag{IV.61}$$

Avec $\tilde{g}_n = \langle \frac{\boldsymbol{\sigma}_{HU}^{essai}(\xi_{ij})}{\sigma_{y+}R^{n+1}} - 1 \rangle$

On peut constater que dans le cas de traction unidimensionnelle et de cisaillement simple, le numérateur de l'expression précédente se réduit à :

$$\delta\lambda^{vpl} = \frac{\beta \times \gamma \times [sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1} cosh(\tilde{g}_n)}{\frac{1}{\delta t} + \widetilde{K}^{vpl} \beta \times \gamma \times [sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1} cosh(g_n)} \times \frac{\{ \| \boldsymbol{n}_{HU} \| \boldsymbol{n}_{\sigma}{}^{T} \}}{\left(\sigma_{y+}R^{n+1}\right)} \boldsymbol{C} \boldsymbol{\Delta\varepsilon}^{essai} \tag{IV.62}$$

À partir de ces observations, il est possible de formuler une nouvelle hypothèse :

Hyptohèse 2 : Quel que soit l'état de contrainte, le multiplicateur plastique conservera la valeur précédente donnée par l'équation (IV.62).

IV.3.1.8 Détermination de l'opérateur tangent consistant

La matrice tangente consistante $\mathbf{K_{tg}}$, réactualisée à chaque itération, assure la meilleure vitesse de convergence de l'algorithme. Elle est définie avec l'algorithme du retour radial par :

$$\delta\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{K_{tg}}\delta\boldsymbol{\varepsilon}^{totale} \tag{IV.63}$$

Avec $\delta\boldsymbol{\sigma}$ l'incrément de contrainte et $\delta\boldsymbol{\varepsilon}$ l'incrément de déformation totale.

Dans le cas d'un matériau de Hooke isotrope sans endommagement, on a :

$$\delta\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C}\delta\boldsymbol{\varepsilon}^{el} = \boldsymbol{C\Delta\varepsilon^{essai}} - \boldsymbol{C\Delta\varepsilon^{vpl}} = \boldsymbol{C\Delta\varepsilon^{essai}} - \delta\lambda^{vpl}\boldsymbol{Cn_{\sigma}} \tag{IV.64}$$

En remplaçant $\delta\lambda^{vpl}$ par son expression (IV.62), l'incrément de contrainte $\delta\boldsymbol{\sigma}$ s'exprime en fonction de l'incrément de déformation totale $\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}}$ comme suit :

$$\delta\boldsymbol{\sigma} = \boldsymbol{C}\ \boldsymbol{\Delta\varepsilon^{essai}} - \ \Omega\|\ \boldsymbol{n}_{HU}\|(\boldsymbol{Cn_{\sigma}})(\boldsymbol{Cn_{\sigma}})^{T}\boldsymbol{\Delta\varepsilon}^{essai} \tag{IV.65}$$

Avec :

$$\boldsymbol{\Omega} = \frac{\beta\times\gamma\times[sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1}\ cosh(\tilde{g}_n)}{\frac{1}{\delta t}+\tilde{K}^{vpl}\beta\times\gamma\times[sinh(\tilde{g}_n)]^{\gamma-1}\ cosh(g_n)}\times\frac{1}{\sigma_{y+}R^{n+1}} \tag{IV.66}$$

Ce qui permet de définir la matrice tangente suivante :

$$\boldsymbol{K_{tg}} = \boldsymbol{C} - \Omega\|\ \boldsymbol{n}_{HU}\|\boldsymbol{C}(\boldsymbol{n_{\sigma}})(\boldsymbol{Cn_{\sigma}})^{\boldsymbol{T}} \tag{IV.67}$$

IV.3.1.9 Paramètres du modèle élasto-viscoplastique

Ce modèle matériau contient 17 paramètres à identifier : sept paramètres pour le critère de plasticité anisotrope de Hu2005, sept paramètres pour l'écrouissage isotrope de Balieu, un seul paramètre pour le modèle d'écrouissage cinématique de Prager et deux paramètres pour la loi visqueuse adoptée.

Les sept paramètres du critère de plasticité anisotrope Hu2005 identifiés précédemment, pour le modèle élasto-plastique, ont été utilisés.

Pour l'identification des autres paramètres du modèle, une configuration de référence a été arbitrairement définie. Il s'agit, quel que soit le matériau, d'un essai réalisé, aux températures appropriées, dans la direction de laminage, avec une vitesse de déformation de 5.10^{-3} s^{-1}. Cette configuration est assimilée à un cas quasi-statique, c.-à-d. un cas pour lequel l'effet de la vitesse de déformation est supposé quasi-inexistant. La dépendance à la vitesse est alors prise en compte en considérant la sur-contrainte ou contrainte visqueuse générée par rapport à cette référence. Une illustration graphique est fournie en Figure IV-11.

Ainsi, les paramètres de l'écrouissage isotrope de Balieu (soit : Q_1, Q_2, b_1, b_2, b_3, b_4 et b_5) ont été identifiés sur la configuration de référence pour chaque matériau puis optimisés par la méthode des moindres carrés à l'aide du logiciel *Mathematica* afin de minimiser l'erreur entre la courbe expérimentale et celle donnée par le modèle.

Le paramètre de l'écrouissage cinématique de Prager (soit : C_{α}) a été identifié à partir des essais de traction-compression réalisés à différents taux de déformation suivant la configuration de référence. Une macro Excel (incluant la méthode des moindres carrés) a été utilisée pour l'optimisation de ce paramètre afin de minimiser l'erreur de prédiction par rapport aux résultats expérimentaux. Pour rappel, seul l'alliage 2050 (de par son épaisseur) a pu subir les essais de traction-compression.

Finalement, pour l'identification des deux paramètres de la loi visqueuse (soit : β et γ), les résultats des essais de traction à différentes vitesses de déformation (10^{-1}et 10^{-2} s^{-1}) ont été utilisés : le niveau de

sur-contrainte généré par rapport à la courbe de référence en fonction de la vitesse de déformation a ainsi été considéré. La méthode des moindres carrés, sous le logiciel *Mathematica*, a permis d'optimiser ces paramètres.

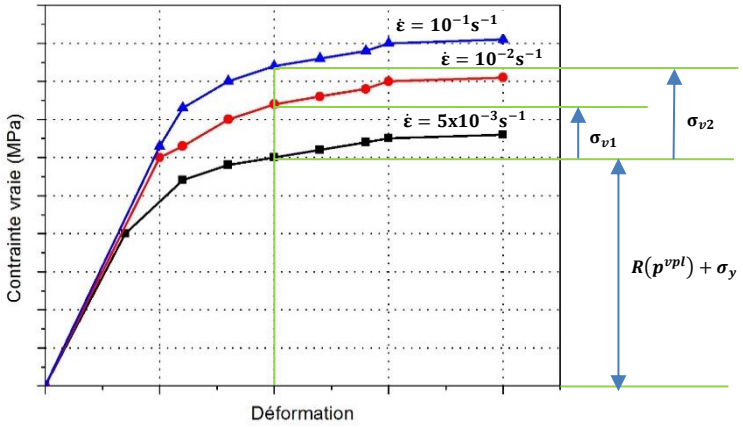
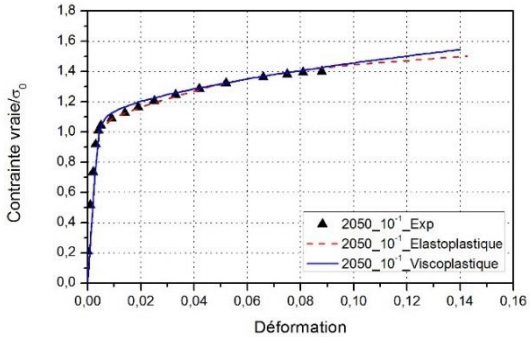


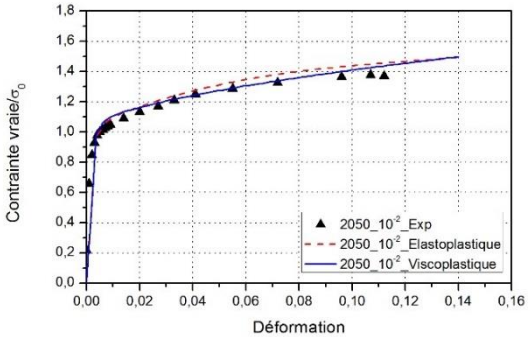
Figure IV-11 : Principe adopté pour l'identification

IV.3.2 Calibration du modèle matériau élasto-viscoplastique

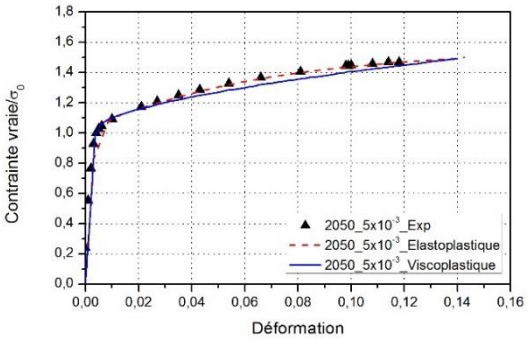
IV.3.2.1 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage 2050



(a) 10^{-1}/s – 0°



(b) 10^{-2}/s – 0°



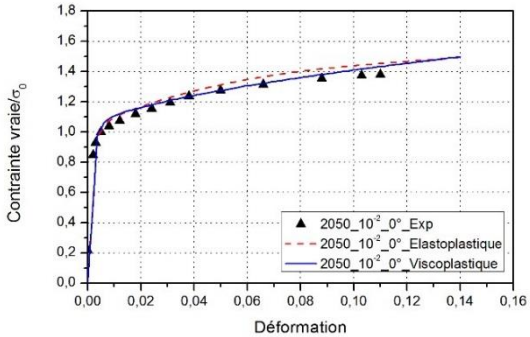
(c) 5.10^{-3}/s – 0°

Figure IV-12 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique

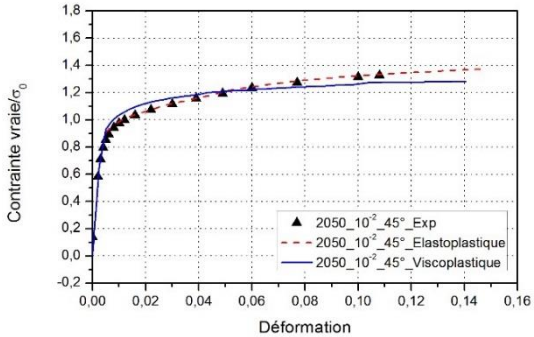
Le même modèle numérique que celui présenté précédemment (cf. §IV.2.2.1) a été utilisé pour la simulation des essais de traction selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) et avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}).

Une étude comparative a été conduite entre les résultats expérimentaux et numériques dans le but de valider les paramètres identifiés pour l'alliage 2050. Les résultats numériques utilisés dans cette étude comparative sont ceux issus de la simulation numérique précédente (élasto-plastique) et ceux trouvés avec le modèle élasto-viscoplastique (utilisation d'une subroutine UMAT 3D développée avec le critère de plasticité de Hu2005, l'écrouissage mixte (Balieu et Prager) et avec la loi visqueuse).

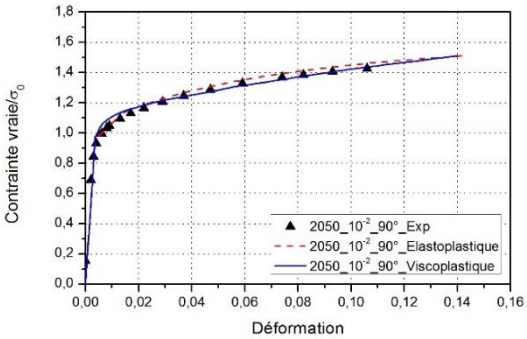
La comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de traction (à 150°C) à différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) est illustrée sur la Figure IV-12. Tous ces essais ont été réalisés selon la direction de laminage (0°). La normalisation de la contrainte a été effectuée avec la limite d'élasticité expérimentale obtenue dans la direction de laminage (σ_0). Quelle que soit la vitesse de déformation considérée, une bonne prédiction du comportement de l'alliage 2050 est assurée par les deux modèles matériau étudiés (élasto-plastique et viscoplastique), ce qui est principalement dû à la faible viscosité de l'alliage à la température considérée.



(a) 10^{-2}/s – 0°



(b) 10^{-2}/s – 45°

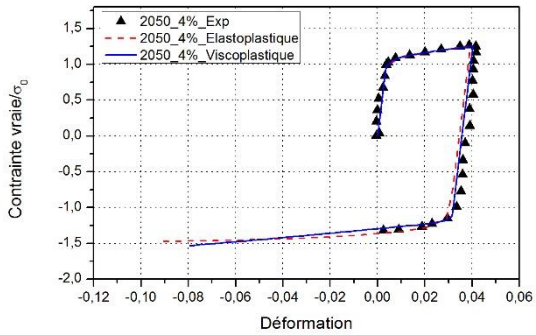


(c) 10^{-2}/s – 90°

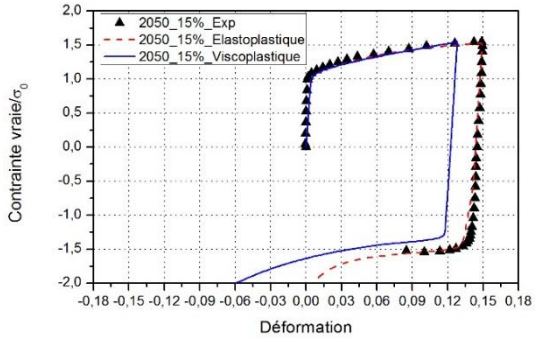
Figure IV-13 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique

Dans le but d'étudier la capacité des deux modèles matériaux, développés sous forme de subroutines UMAT 3D, à prédire le comportement anisotrope du matériau, une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction dans différentes directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage (0°, 45° et 90°) a été réalisée et est présentée sur la Figure IV-13. Tous ces essais ont été effectués à une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La normalisation des contraintes a été réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue dans la direction de laminage (σ_0).

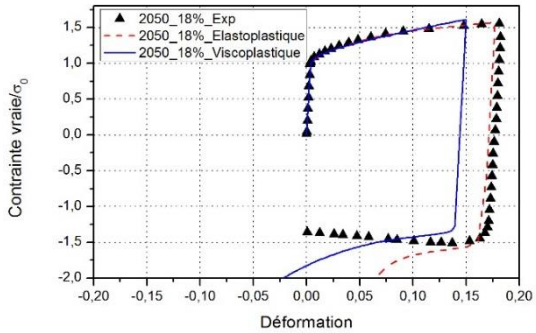
Quelle que soit la direction de prélèvement de l'éprouvette, une bonne prédiction du comportement de l'alliage 2050 a été obtenue avec les deux modèles matériau employant Hu2005 comme critère de plasticité anisotrope. L'erreur maximale ne dépasse pas 4.6% et 4.8% respectivement avec le modèle élastoplastique et élasto-viscoplastique. Les mêmes tendances que celles observées avec le modèle élasto-plastique ont été constatées avec le modèle élasto-viscoplastique en termes de prédiction des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité.



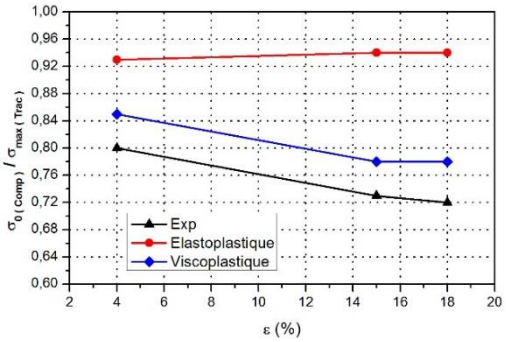
(a) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 4%



(b) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 15%



(c) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 18%



(d) Effet Bauschinger

Figure IV-14 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction-compression à différents niveaux de déformation sur l'alliage 2050 et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique

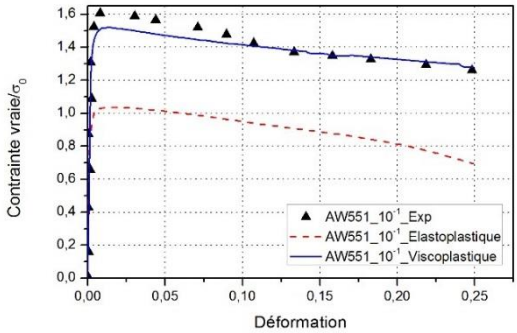
La Figure IV-14 présente une comparaison des résultats expérimentaux et numériques des essais de traction-compression réalisés sur l'alliage 2050 (à 150°C) à différents niveaux de déformation (4, 15 et 18%). La direction de laminage (0°) est considérée pour tous ces essais avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}. La normalisation de la contrainte a été réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue dans la direction de laminage (σ_0).

Il est possible de constater que l'introduction de la loi d'écrouissage de Prager permet d'améliorer la prédiction de l'effet Bauschinger mis en évidence sur l'alliage 2050. En effet, l'erreur maximale (sur le ratio $\sigma_{0_Comp}/\sigma_{Max_Trac}$) passe de 23% (modèle élasto-plastique) à 6% (modèle élasto-viscoplastique). Cependant, une différence a été observée au niveau de la déformation obtenu lors de la précharge avec le modèle élasto-viscopastique. Cette différence est liée à l'utilisation du modèle de Prager qui n'est valable que pour les faibles niveaux de déformation. À noter que le même effet de divergence sur la contrainte que celui mis en évidence avec le modèle élasto-plastique est détecté. La même explication que celle fournie dans le cas du modèle élasto-plastique peut être donnée. L'utilisation de l'équation de Balieu pour décrire l'écrouissage isotrope permet toutefois de restreindre cette divergence en limitant la chute de contrainte.

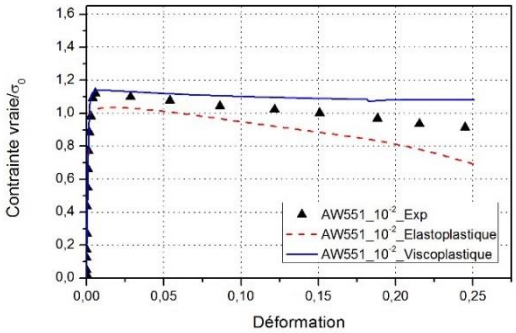
IV.3.2.2 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques de l'alliage AW551

La même procédure de comparaison utilisée pour l'alliage 2050 a été appliquée sur l'alliage AW551.

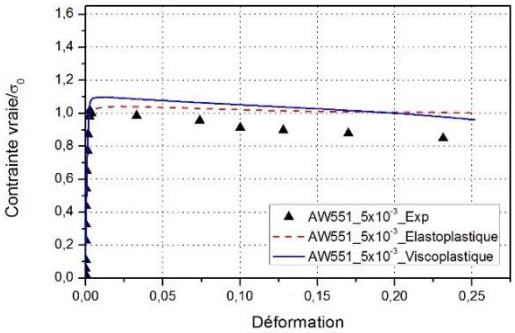
La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction de l'alliage AW551 (à 350°C) à différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) est donnée en Figure IV-15. Tous les essais ont été effectués dans la direction de laminage (0°). La normalisation de la contrainte a été réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (σ_0). Il est possible de constater que le caractère visqueux de l'alliage à la température considérée est relativement bien reproduit avec une erreur maximale de 15% (contre 40% avec le modèle élasto-plastique).



(a) 10^{-1}/s – 0°



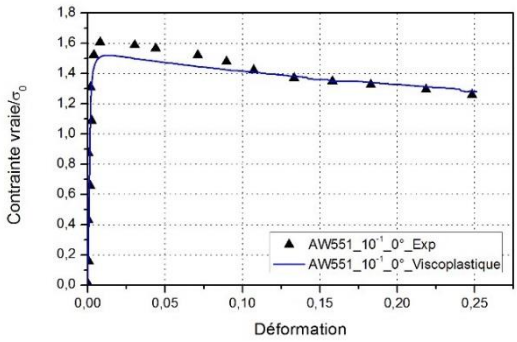
(b) 10^{-2}/s – 0°



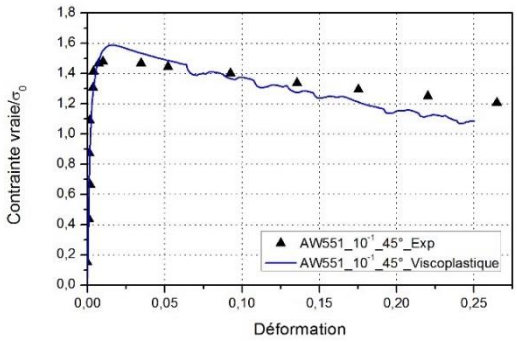
(c) 5.10^{-3}/s – 0°

Figure IV-15 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage AW551 avec différentes vitesses de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique

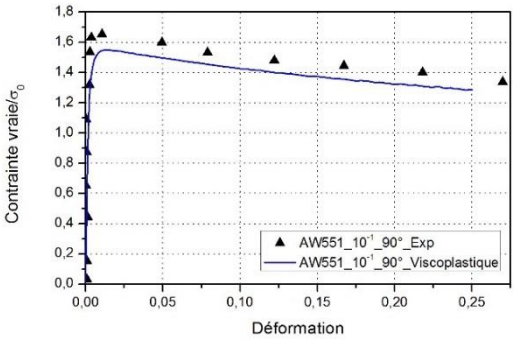
Afin d'étudier la capacité du critère de plasticité à prédire le comportement anisotrope de l'alliage AW551, une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques des essais de traction dans différentes directions de prélèvement par rapport à la direction de laminage (0°, 45° et 90°) a été réalisée et est présentée en Figure IV-16. Tous ces essais ont été effectués à une vitesse de déformation de 10^{-1} s^{-1}. La normalisation des contraintes a été réalisée avec la limite d'élasticité expérimentale obtenue dans la direction de laminage (σ_0) avec une vitesse de déformation de 5.10^{-3} s^{-1}. Quelle que soit la direction de prélèvement de l'éprouvette, une bonne prédiction du comportement de l'alliage AW551 a été obtenue avec le modèle élasto-viscoplastique : l'erreur maximale trouvée est aux alentours de 8%. En ce qui concerne la prédiction des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité, les mêmes tendances qu'avec le modèle élasto-plastique sont observées.



(a) 10^{-1}/s – 0°



(b) 10^{-1}/s – 45°



(c) 10^{-1}/s – 90°

Figure IV-16 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage AW551 suivant différentes directions de prélèvements et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique

IV.3.3 Bilan : Modèle élasto-viscoplastique

Le modèle élasto-viscoplastique développé et basé sur une loi unifiée est capable de prédire quasiment tous les comportements étudiés, soit : (i) le comportement anisotrope des deux alliages (2050 et AW551) à une température donnée (respectivement 150°C et 350°C), (ii) l'effet de la vitesse de déformation sur le comportement de deux alliages et (iii) l'écrouissage de l'alliage 2050. Toutefois, un écart dans les déformations apparaît lors des essais de traction/compression et des phénomènes de fluage/relaxation à l'intérieur du domaine délimité par la surface de charge ne peuvent pas être reproduits. Ces deux derniers points pourraient être corrigés en remplaçant le modèle d'écrouissage cinématique par un modèle non linéaire (de type Chaboche) et en modifiant le comportement du matériau en introduisant un modèle viscoélastique.

IV.4 Modèle de relaxation

IV.4.1 Description du modèle matériau

Afin de rester cohérent avec la loi de viscosité utilisée dans le modèle élasto-viscoplastique, une loi en sinus hyperbolique (équation (IV.68)) a été utilisée pour décrire le comportement visqueux de l'alliage 2050 au cours de sa relaxation, soit :

$$\dot{\varepsilon} = Af(\sigma) = A.[\sinh(\alpha\sigma)]^{n_1} \quad \text{(IV.68)}$$

Où α, A et n_1 sont les paramètres du matériau à déterminer. Ces paramètres sont identifiés à partir des données issues des essais de relaxation réalisés sur l'alliage 2050. Seules les 2000 premières secondes de relaxation sont considérées pour l'identification des paramètres, cette durée correspondant à celle prévue lors de la mise en forme industrielle. Une optimisation des paramètres trouvés analytiquement est réalisée en utilisant la méthode des moindres carrés sous *Mathematica.*

Comme expliqué précédemment (cf. Chapitre 2), ce modèle est identifié en complément du modèle élasto-viscoplastique pour deux raisons :

1. Pour respecter les jalons du projet : dans un premier temps, une approche simplifiée de la problématique a été réalisée. La mise en charge est décrite par un comportement élasto-plastique (comprenant une loi tabulée couplée au critère anisotrope de Hill48) et la relaxation est décrite en utilisant un comportement visqueux (équation (IV.68)) implémenté dans une subroutine CREEP. Ceci constitue l'approche 1 décrite dans le Chapitre 2.
2. Pour pallier au principal défaut du modèle élasto-viscoplastique décrit précédemment. En effet, ce modèle ne prend en compte le comportement visqueux que dans le domaine plastique et ne peut pas décrire l'évolution des caractéristiques en fluage/relaxation lorsque la contrainte est inférieure à la valeur limite sur la surface de charge. La subroutine UMAT a alors été modifiée en introduisant un modèle viscoélastique (basé sur l'équation (IV.68)) afin d'être capable de décrire un comportement visqueux dans le domaine délimité par la surface de charge. Ceci constitue l'approche 2 décrite dans le Chapitre 2.

IV.4.2 Calibration du modèle de relaxation

IV.4.2.1 Simulation des essais constitutifs : description du modèle numérique

Un modèle numérique représentant les essais de relaxation réalisés sur la Gleeble a été développé sous ABAQUS/standard. Les mêmes formes d'éprouvettes cylindriques que celles utilisées expérimentalement ont été reproduites, comme illustré en Figure IV-17. L'éprouvette est toutefois divisée en deux zones : la zone centrale (c.-à-d. la zone utile) est définie avec le matériau de l'étude tandis qu'un comportement élastique est considérée pour le reste de l'éprouvette. Cela permet de reproduire les mêmes conditions que celles rencontrées expérimentalement où seule la zone centrale est chauffée (et se déforme).

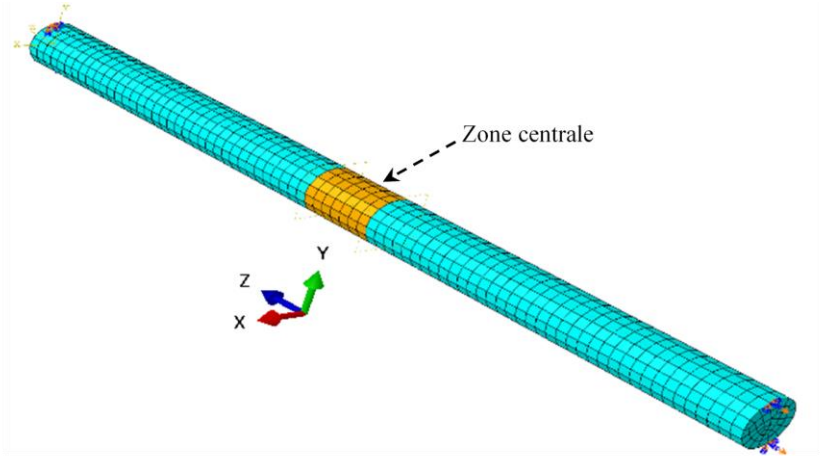


Figure IV-17 : Modèle numérique pour la relaxation de l'alliage 2050

Des éléments C3D8 avec une intégration totale ont été choisis pour ce modèle. La taille des éléments, dans ces éprouvettes cylindriques de 10mm de diamètre, est de l'ordre de 2 mm^3.

La mise en charge de l'éprouvette est assurée en imposant, sur un côté de l'éprouvette, un déplacement selon l'axe Z tandis que l'autre côté est maintenu fixe. Ce déplacement permet de contrôler la vitesse et le niveau de déformation atteint. La relaxation est ensuite réalisée en bloquant le déplacement à la valeur préalablement atteinte. La vitesse de déformation de ces essais est de 10^{-2} s^{-1} avec différents niveaux de déformation en mise en charge (4%, 8%, 12% et 16%).

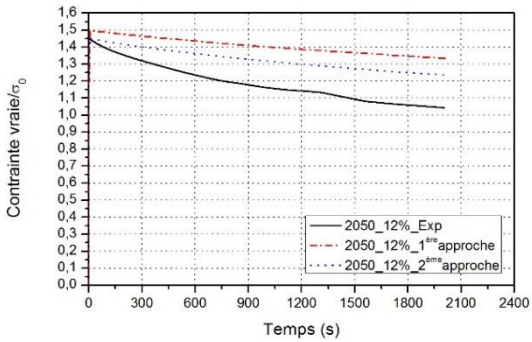
IV.4.2.2 Validation du modèle de relaxation pour l'alliage 2050

Une comparaison des résultats expérimentaux et numériques suite à des essais de relaxation a été réalisée (Figure IV-18). Tous les essais ont été effectués dans la direction de laminage (0°) et à une température de 150°C. La normalisation de la contrainte a été réalisée en utilisant la limite d'élasticité expérimentale obtenue selon la direction de laminage (σ_0). Seuls les résultats obtenus à 12% et 16% sont présentés.

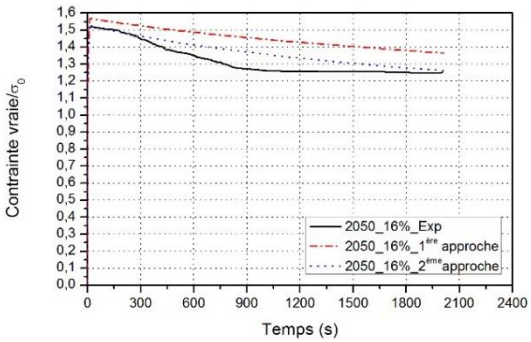
Les 2 approches précédemment exposées (cf. §IV.4.1) ont été mises en oeuvre lors de la simulation numérique des essais, autrement dit, celle consistant à utiliser un modèle élasto-plastique couplé à un modèle visqueux (Approche 1) et celle consistant à utiliser le modèle élasto-viscoplastique modifié (Approche 2).

Il est possible de constater que, pour une déformation de 16%, la prédiction du modèle élasto-viscoplastique modifié est en bonne adéquation avec le résultat expérimental si la chute brutale de contrainte au début de l'essai expérimental est négligée (effet machine). La qualité de prédiction diminue avec la diminution du niveau de déformation. Une erreur de 21% a été trouvée pour les plus faibles niveaux de déformation.

Quel que soit le niveau de déformation un petit écart est toujours présent entre les deux modèles matériaux. Cette différence peut s'expliquer par l'écart de contrainte au début de la relaxation, ce qui est principalement dû à l'utilisation d'un modèle non visqueux lors de la mise en charge dans l'approche 1.



(a) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 12%



(b) 10^{-2}/s – 0° - ε_{max} = 16%

Figure IV-18 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de relaxation sur l'alliage 2050 à différents niveaux de déformation et les résultats numériques obtenus avec un modèle standard (modèle élasto-plastique couplé à un comportement visqueux) et le modèle élasto-viscoplastique modifié

IV.4.3 Bilan : Modèle de relaxation

Le modèle de relaxation décrit par le modèle élasto-viscoplastique modifié (2ème approche) assure une bonne prédiction du phénomène de relaxation de l'alliage 2050 pour les niveaux de déformations

élevés. Il est incapable de prédire ce phénomène pour les plus faibles niveaux de déformation. Ceci peut être dû au choix de la loi en sinus hyperbolique qui ne permet pas de bien représenter la relaxation de l'alliage. Une amélioration possible consisterait à tester un autre modèle comme par exemple une loi puissance.

IV.5 Modèle de fluage

IV.5.1 Description du modèle

Pour les mêmes raisons que celles formulées pour le modèle de relaxation (cf. §IV.4.1), un modèle de fluage en supplément du modèle élasto-viscoplastique précédemment décrit a été utilisé. Deux approches ont été adoptées pour décrire le comportement en fluage à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité du matériau :

- Approche 1 : utilisation d'un modèle visqueux du type Bailey-Norton sans prise en compte de l'anisotropie. Ce modèle est déjà implémenté dans ABAQUS sous le nom « Time hardening ». Il est décrit par l'équation (IV.69) :

$$\dot{\varepsilon}_{th} = A\bar{\sigma}^n t^m \qquad \text{(IV.69)}$$

  Où A, n et m sont les paramètres du matériau à identifier. Pour des raisons physiques, les paramètres A et n doivent être positifs et $-1<m\leq 0$. Cette équation peut également être écrite (en intégrant l'équation (IV.69) en fonction du temps) sous la forme suivante :

$$\varepsilon_{th} = \frac{1}{m+1} A\bar{\sigma}^n t^{m+1} \qquad \text{(IV.70)}$$

  Sachant que pour un essai de traction uni-axial : $\bar{\sigma} = \sigma$.

- Approche 2 : utilisation d'un modèle visqueux en sinus hyperbolique (équation (IV.68)) implémenté sous ABAQUS dans une subroutine CREEP.

Les paramètres de chaque modèle (Bailey-Norton et Sinus hyperbolique) ont été identifiés à partir des résultats des essais de fluage réalisés sur l'alliage AW551 à la température de 350°C, suivant la direction de laminage et avec des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Une optimisation des paramètres a été réalisée sous *Mathematica* par la méthode des moindres carrés.

IV.5.2 Calibration du modèle de fluage

IV.5.2.1 Simulation des essais constitutifs : description du modèle numérique

Un modèle numérique représentant les essais de fluage réalisés sur la Gleeble a été développé sous ABAQUS/standard. Les mêmes formes d'éprouvettes plates que celles utilisées expérimentalement ont été reproduites, comme illustré en Figure IV-19. L'éprouvette se compose toujours de deux zones : la zone centrale (c.-à-d. la zone utile) est définie avec le matériau de l'étude tandis que le reste de l'éprouvette est considérée avec un comportement élastique.

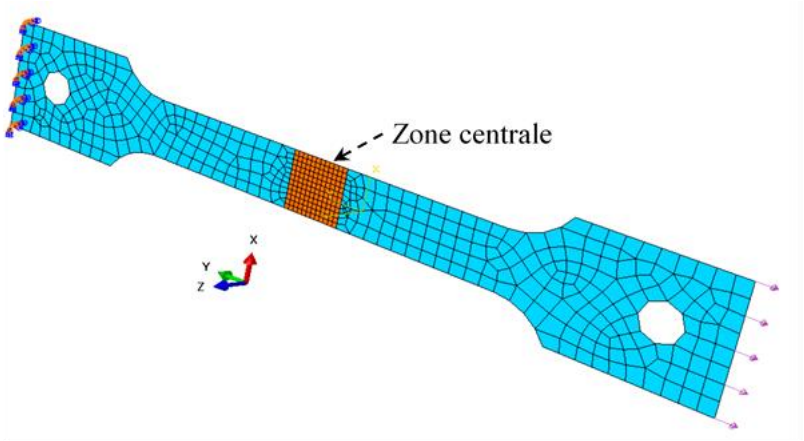


Figure IV-19 : Modèle numérique pour le fluage de l'alliage AW551

Des éléments S4R avec une intégration réduite ont été choisis pour ce modèle. La taille des éléments, dans ces éprouvettes plates de 2mm d'épaisseur, est de l'ordre de $6mm^2$ dans la zone rigide et de $1mm^2$ dans la zone centrale.

La mise en charge de l'éprouvette jusqu'au niveau de contrainte désiré est assuré en imposant, sur un côté de l'éprouvette, un effort selon l'axe Y tandis que l'autre côté est maintenu fixe. Cet effort est ensuite contrôlé au cours du temps pour garantir l'application d'une contrainte constante au cours du fluage de l'éprouvette. Les niveaux de contrainte testés sont : $0.97x\sigma_e$, $0.48x\sigma_e$, $0.39x\sigma_e$ et $0.25x\sigma_e$.

IV.5.2.2 Validation du modèle de fluage pour l'AW551

La Figure IV-20 montre une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques suite à des essais de fluage sur l'alliage AW551. Tous les essais ont été effectués dans la direction de laminage (0°) et à une température de 350°C. La normalisation de la déformation et du temps de fluage a été réalisée en utilisant, respectivement, la déformation expérimentale maximale à la rupture (ε_{RMax}) et le temps maximal à la rupture (t_{RMax}).

Les deux modèles prédisent relativement bien le fluage secondaire, toutefois, le modèle visqueux en sinus hyperbolique offre la meilleure prédiction quelle que soit la configuration expérimentale considérée. Comme expliqué précédemment, le fluage tertiaire (augmentation brutale de la déformation) n'est pas reproduit par les deux modèles. Mais les niveaux de déformation mis en jeu lors de la mise en forme de la pièce industrielle restent relativement éloignés des valeurs critiques.

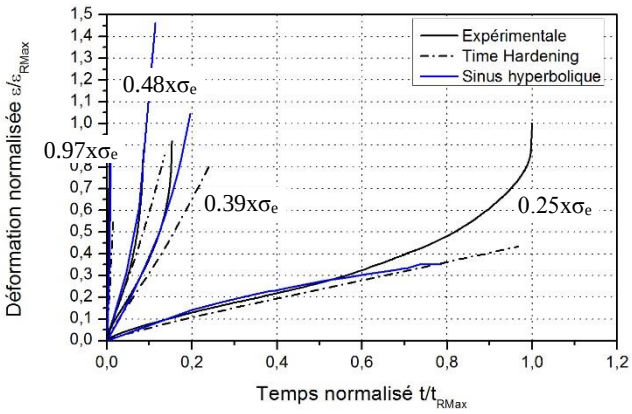


Figure IV-20 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de fluage sur l'alliage AW551 à différents niveaux de contraintes et les résultats numériques obtenus en appliquant les deux modèles de fluage (type Bailey-Norton et type sinus hyperbolique)

IV.5.3 Bilan : Modèle de fluage

Il est possible de remarquer que, d'une part, ces lois sont assez représentatives du comportement en fluage secondaire tout en restant simples à identifier, et que, d'autre part, elles ne permettent pas de prendre en considération l'augmentation rapide de la déformation en se dirigeant vers l'endommagement en fluage tertiaire. Il existe, dans la littérature, d'autres modèles permettant de décrire tous les modes de fluage comme le modèle « θ-projection » (Cf. Chapitre2). Celui-ci permet de prendre en considération le durcissement et la nucléation, l'accumulation et la croissance des cavités (fluage tertiaire). Une étude a été réalisée avec ce modèle pour prédire le comportement au fluage de l'alliage AW551. Les résultats sont montrés en Annexe D.

IV.6 Conclusion

Ce chapitre a été consacré : (i) à la description des différents modèles matériaux implémentés sous ABAQUS dans des subroutines utilisateurs et (ii) au recalage des paramètres des différents modèles par comparaison des résultats expérimentaux aux résultats numériques issus des simulations des essais constitutifs.

Le premier modèle développé est un modèle élasto-plastique comprenant le critère anisotrope de Hu2005 et un écrouissage isotrope décrit par une loi polynomiale. Il a été implémenté sous ABAQUS dans une subroutine UMAT 3D. Il a montré une bonne prédiction du comportement de l'alliage 2050 qui est faiblement visqueux mise à part la prédiction de l'effet Bauschinger. Le comportement de l'alliage AW551 est, en revanche, difficilement reproductible avec ce modèle de par sa forte viscosité à la température considérée. Il a aussi pu être montré que le critère de Hu2005 semble mieux prédire l'anisotropie des deux alliages, comparé à un critère classique du type Hill48.

Le second modèle développé est un modèle élasto-viscoplastique comprenant le critère anisotrope de Hu2005, un écrouissage isotrope de Balieu, un écrouissage cinématique de Prager et une loi visqueuse en sinus hyperbolique. Il a été implémenté sous ABAQUS dans une subroutine UMAT 3D. Il a ainsi pu être montré que la prédiction des résultats expérimentaux est améliorée avec ce modèle comparé au modèle précédent (élasto-plastique) pour les deux alliages : une amélioration de la prédiction de l'effet Bauschinger obtenu avec l'alliage 2050 et de l'effet de la vitesse de déformation sur l'alliage AW551. Toutefois, ce modèle présente l'inconvénient de ne pas pouvoir prédire le comportement des matériaux en fluage/relaxation lorsque les niveaux de contraintes sont compris dans le domaine délimité par la surface de charge.

Le modèle élasto-viscoplastique a été modifié afin de pallier l'inconvénient cité précédemment. Un modèle viscoélastique comprenant uniquement une loi visqueuse en sinus hyperbolique a été introduit dans la subroutine UMAT. Ce modèle permet ainsi de décrire le comportement visqueux à l'intérieur du domaine délimité par la surface de charge, autrement dit, de décrire une phase de relaxation des contraintes après une mise en charge. Le modèle élasto-viscoplastique « modifié » a été employé pour prédire le comportement de l'alliage 2050 lors d'essais de traction/relaxation, mais, n'assure pas une bonne prédiction du phénomène de relaxation pour des faibles niveaux de déformation.

Le modèle élasto-viscoplastique modifié est implémenté sous ABAQUS dans une subroutine 3D et n'est donc pas adapté à une utilisation sur des tôles minces. En effet, pour rappel, un des procédés de mise en forme considéré dans cette étude est un formage en fluage sur tôles minces. Pour contrecarrer cet inconvénient, il a été décidé d'implémenter le modèle viscoélastique précédent (loi visqueuse en sinus hyperbolique) dans une subroutine CREEP 2D afin de décrire le fluage de tôles minces soumises à des niveaux de contrainte inférieurs à la limite d'élasticité du matériau. Ce modèle a montré une bonne prédiction du comportement de l'alliage AW551 : il est en effet possible de reproduire le fluage secondaire du matériau pour tous les niveaux de contrainte compris dans le domaine élastique de celui-ci.

Ainsi, différents modèles matériaux ont été mis en place et permettent de reproduire le comportement des deux matériaux (2050 et AW551) dans toutes les configurations thermomécaniques susceptibles d'être mises en jeu lors de leur mise en forme par les divers procédés envisagés (emboutissage de tôles de 40mm d'épaisseur et formage au fluage de tôles de 2mm d'épaisseur). Les chapitres suivants décrivent d'ailleurs la mise en forme des pièces prototypes et présentent une comparaison des pièces formées aux résultats numériques issus de la simulation des différents procédés de mise en forme.

Chapitre V.
Étude de la mise en forme par emboutissage

V.1 Introduction

Dans le chapitre précédent, différents modèles de comportement ont été étudiés et validés pour chaque alliage d'aluminium (2050 et AW551) selon les conditions thermomécaniques des procédés de mise en forme concernés. Ce chapitre est consacré à l'étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050 à sa température de revenu (soit 150°C) et de l'alliage AW551 à sa température de mise en solution (soit 350°C). La pièce étudiée est un panneau double courbure de 40mm d'épaisseur (cf. Chapitre1). Ce chapitre se divise en trois parties. La première s'intéresse à la présentation de la presse de l'IRT qui est utilisée pour la mise en forme des pièces. Les parties suivantes sont consacrées respectivement à l'étude de l'emboutissage des deux alliages. Pour chaque matériau, les aspects suivants sont abordés :

- La description de la mise en forme expérimentale réalisée avec la presse IRT et la présentation des résultats expérimentaux.
- La simulation numérique de la mise en forme et la présentation des résultats numériques.
- L'étude comparative entre les résultats expérimentaux et numériques.

La comparaison est effectuée sur trois critères : la géométrie finale de la pièce, l'évolution de l'effort appliqué et le retour élastique.

V.2 La presse de l'IRT Jules Verne

Cette presse hydraulique (Figure V-1) a été développée dans le cadre du projet « cellule HF » de l'Institut de Recherche Technologique (IRT) Jules Verne de Nantes. Elle peut être utilisée pour des procédés de type « Hot Forming », mais également pour du formage superplastique. L'effort maximal fourni par la presse en mise en forme à chaud ou à froid (Emboutissage) est de 5000KN ≈ 500Tonnes. La vitesse du coulisseau varie entre 0.2 et 4 mm/s. La pression de gaz maximale applicable en formage superplastique (SPF) ou en mise en forme par fluage (Creep Forming) est de l'ordre de 40 bar.

Figure V-1 : Presse IRT

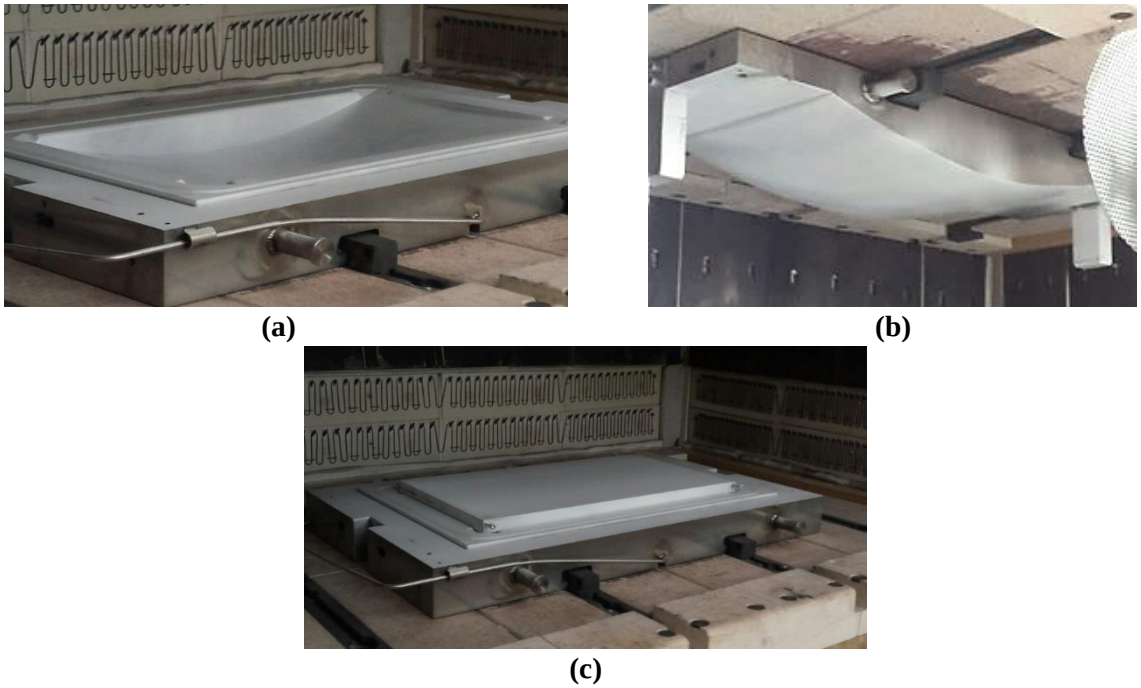
Pour tout type de procédé de mise en forme à chaud, le chauffage est réalisé par un système de résistances chauffantes entourant l'outillage et assurant ainsi une température relativement homogène dans la pièce jusqu'à une valeur maximale de 1000°C.

V.3 Étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050

V.3.1 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype

V.3.1.1 Préparation et mise en place de la tôle

Afin d'assurer un coefficient de frottement inférieur à 0.2, un lubrifiant poudreux à base de nitrure bore est déposé sur la tôle, la matrice et le poinçon. La mise en place de la tôle (Figure V-2) est réalisée à l'aide d'un manipulateur d'une charge utile de 200 Kg. La dimension de la tôle est de 1000x550x40 mm.



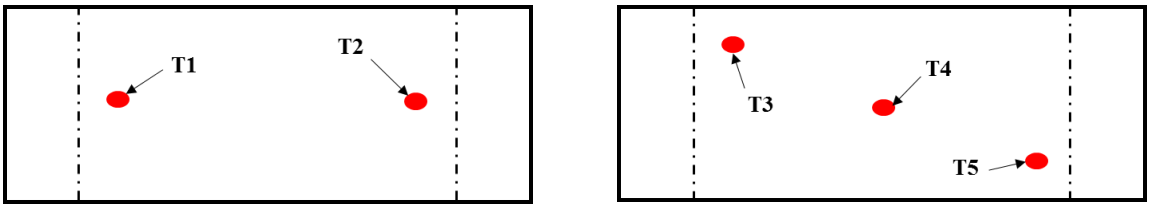
(a) **(b)**

(c)

Figure V-2 : (a) Matrice, (b) Poinçon et (c) Mise en place de la tôle dans l'outil

V.3.1.2 Configuration expérimentale de l'essai de mise en forme

La tôle, placée dans l'outil, subit une étape de préchauffage de 1h30 à la température de revenu de l'alliage 2050 (soit 150°). La mesure de la température est assurée par des thermocouples placés sur les faces supérieure et inférieure de l'outil comme illustré dans la Figure V-3. La température de contrôle correspond à la valeur moyenne mesurée sur chaque face, soit environ 150±8°C.



(a) **(b)**

Figure V-3 : Position de thermocouples sur l'outil : (a) partie inférieure (Matrice) et (b) partie supérieure (Poinçon)

La mise en forme de la pièce s'effectue en trois séquences composées chacune d'une étape de formage suivie d'une phase de relaxation (Figure V-4). La vitesse du coulisseau lors de la mise en forme est de 2mm/s. Un temps de relaxation de 17 min a été appliqué pour toutes les séquences. Durant les deux premières séquences, le déplacement du poinçon a été contrôlé sans aucune limitation sur l'effort. Durant l'étape finale, un effort de 500Tonnes est appliqué (ce qui correspond à la performance maximale de la presse hydraulique de l'IRT.

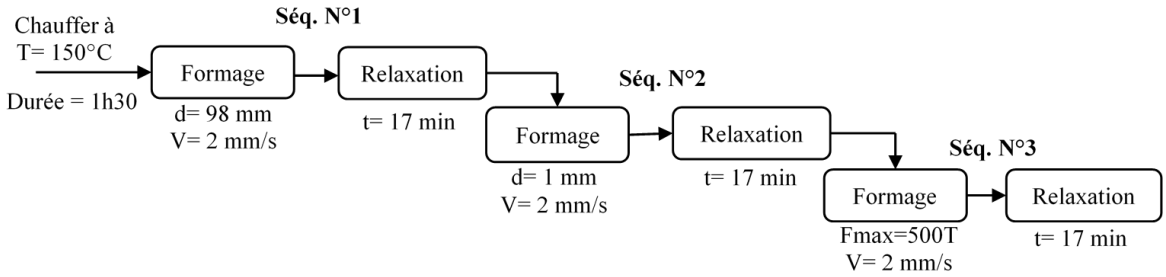


Figure V-4 : Cycle de mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050

V.3.1.3 Résultats expérimentaux de la mise en forme sur la presse IRT

L'évolution de l'effort du poinçon mesuré durant le procédé de mise en forme est présentée en Figure V-5 et elle est en bonne cohérence avec les trois séquences décrites précédemment dans la Figure V-4. Le système de contrôle de la presse ne permettant pas d'assurer la consigne de 500T initialement prévue, la force maximale, atteinte durant la dernière séquence, est de 480Tonnes. Nous pouvons également noter que la contrainte de seuil associée aux phases de relaxation est généralement atteinte après 200s.

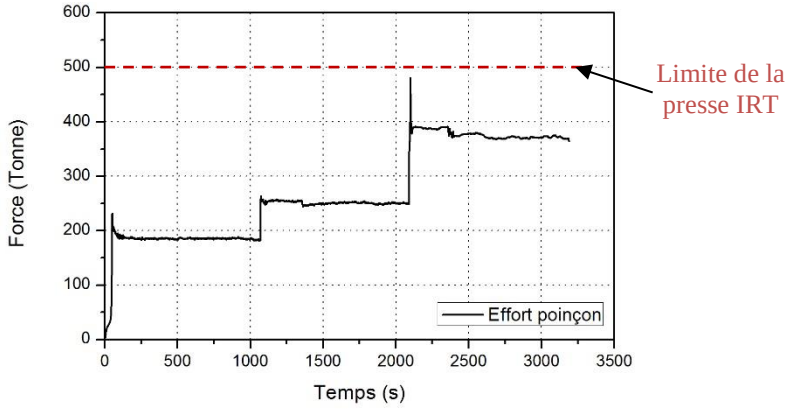


Figure V-5 : Évolution de l'effort expérimental du poinçon en fonction du temps

La Figure V-6 montre l'évolution de la température en fonction du temps sur la partie inférieure et supérieure de l'outil. La température sur les deux faces de l'outil au cours de la mise en forme est relativement stable (variation maximale : 6°C).

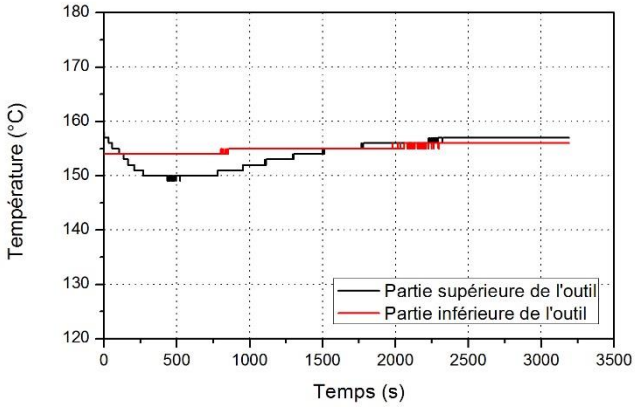
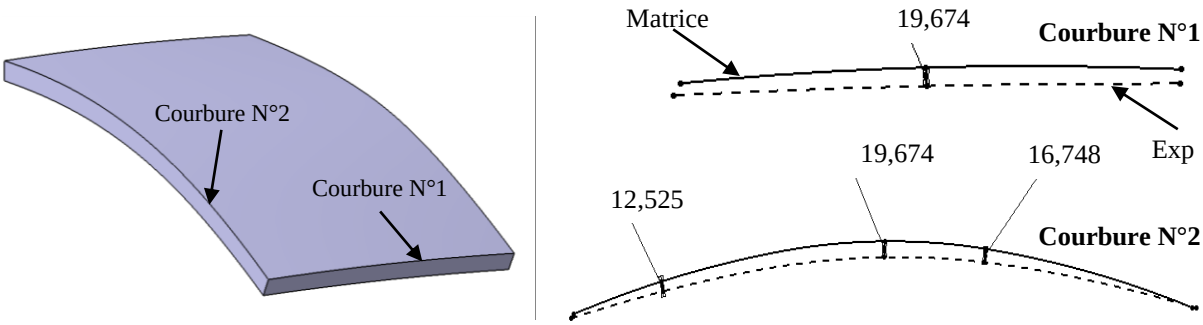


Figure V-6 : Évolution de la température sur la partie supérieure (Poinçon) et inférieure de l'outil (Matrice)

Une photo de la pièce déformée est représentée sur la Figure V-7. Nous constatons que le cycle de mise en forme appliqué sur la tôle ne permet pas de remplir complètement la matrice (au vue des traces d'outil présentes sur la tôle). Nous remarquons également que, du fait de l'influence du retour élastique, la double courbure n'apparaît pas clairement.

Figure V-7 : Pièce déformée expérimentalement

Cette pièce déformée a été reconstruite en CAO sur CATIA V5 (Figure V-8a) à partir de données obtenues à l'aide d'une machine de mesure tridimensionnelle (MMT). Afin de comparer la forme obtenue avec celle de la matrice, qui correspond à la géométrie de référence, des courbes médianes ont été tracées, sur la face extérieure de la tôle, selon ses deux plans principaux de courbure (Figure V-8.b).



(a) **(b)**

Figure V-8 : (a) Pièce obtenue avec la machine de mesure tridimensionnelle et (b) Comparaison entre les courbures de la pièce déformé et la matrice

Une différence maximale de 19.674 mm a été mesurée au centre de la tôle. Cet écart est vraisemblablement dû au phénomène de retour élastique, mais également au remplissage de la matrice qui n'est pas réalisé à 100%.

V.3.2 Simulation numérique de la mise en forme de la pièce prototype

V.3.2.1 Modèle numérique

Un modèle 3D de simulation du procédé de mise en forme (Figure V-9) du panneau double courbure a été mis en place sur ABAQUS ®. Le modèle s'applique sur une moitié de la pièce, et comporte une condition de symétrie selon l'axe Y. Le poinçon et la matrice sont définis comme des surfaces rigides discrétisées. Un déplacement selon l'axe Z, imposé sur le point de référence du poinçon contrôle l'opération d'emboutissage. Cette condition limite est pilotée par une courbe d'amplitude qui reproduit exactement les différentes étapes de mise en forme programmées sur la machine durant l'essai expérimental. La vitesse de déplacement est de 2 mm/s. La matrice est fixée en son point de référence dans sa position sur la machine. La tôle est positionnée librement au-dessus de la matrice. Elle est stabilisée par les conditions initiales de contact.

Le type d'élément C3D8 avec une intégration totale est utilisé pour le maillage de la pièce. La taille de chaque élément est d'environ 13x13x7 mm^3. Les phénomènes de contact entre la pièce et les outils sont gérés par l'algorithme « General contact » proposé par ABAQUS. Le modèle de frottement de coulomb est utilisé et un coefficient de frottement moyen de 0.2 est choisi pour les différentes interfaces.

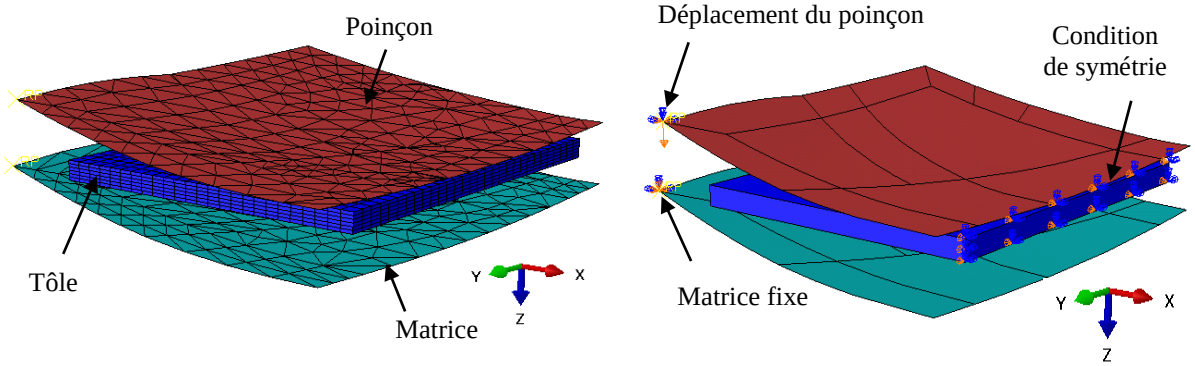


Figure V-9 : Modèle numérique développé pour la simulation de la mise en forme par emboutissage

Les simulations de la mise en forme ont été conduites en utilisant les deux approches présentées dans le deuxième chapitre.

La première approche a été mise en œuvre en décrivant chaque séquence de formage par deux étapes (STEP) de simulation : une simulation statique pour la phase de mise en forme suivie par une simulation d'écoulement visqueux pour la phase de relaxation. À chaque étape est associé un modèle de comportement matériau spécifique. Un modèle élasto-plastique avec un critère de plasticité anisotrope est adopté pour la phase de formage. Le comportement plastique est décrit par une loi tabulée obtenue à partir des essais de traction. L'anisotropie plastique est décrite par le critère de Hill48 dont les paramètres ont été identifiés au Chapitre 4. Pour la phase de relaxation, la loi sinus hyperbolique, présentée au Chapitre 4, a été implémentée dans ABAQUS par l'intermédiaire d'une subroutine utilisateur (CREEP).

La deuxième approche utilise un formalisme unifié du comportement matériau et chaque séquence est décrite par une seule étape statique. La loi de comportement, décrite au chapitre 4, a été implémentée dans ABAQUS par la programmation d'une subroutine utilisateur (UMAT). Elle permet

de gérer, en une seule étape, les différents phénomènes associés à l'emboutissage et à la relaxation (viscoplasticité, viscoélastiques, retour élastique…).

V.3.2.2 Résultats numériques de la simulation

L'évolution simulée, en utilisant les deux approches, de l'effort appliqué par le poinçon en fonction du temps est illustrée par la Figure V-10. Un taux de remplissage de 99.62% a été obtenu en respectant les prescriptions de la stratégie expérimentale d'emboutissage. Le taux de remplissage est défini par le rapport entre le déplacement permettant un remplissage de 100% et le déplacement obtenu. La déformation maximale atteinte est de l'ordre de 8%.

Les différences, en termes d'effort de poinçon, entre les deux approches sont relativement faibles. Les écarts les plus sensibles sont constatés lors de la dernière séquence de mise en forme pour laquelle la force obtenue après relaxation avec le modèle élasto-viscoplastique modifié est supérieure de 3.5% à celle obtenue avec le modèle élasto-plastique. Pour chaque séquence, la prédiction de la force correspondant à la contrainte seuil est identique pour les deux approches.

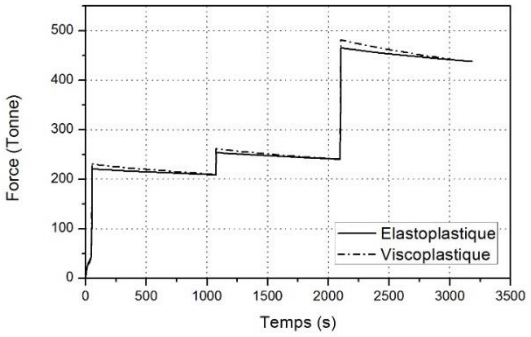


Figure V-10 : Évolution de l'effort numérique en fonction du temps selon l'approche adoptée

V.3.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques

V.3.3.1 Retour élastique

Une évaluation du retour élastique, au centre de la tôle, de 23.69mm et de 22.03 mm a été réalisée en mesurant la distance entre la surface inférieure de la tôle déformée avant et après retour élastique (Figure V-11), respectivement, avec le modèle élasto-plastique et le modèle élasto-viscoplastique modifié.

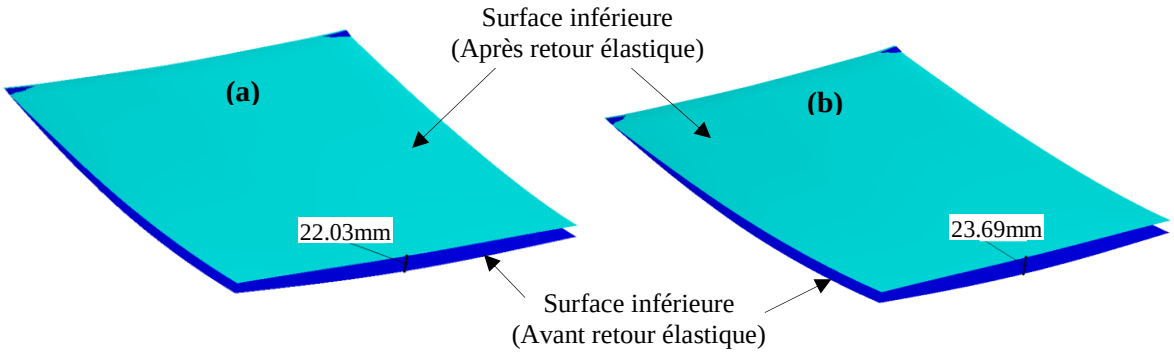


Figure V-11 : Retour élastique après mise en forme et relaxation avec les deux approches : (a) Modèle élasto-viscoplastique modifié et (b) Modèle élasto-plastique

La mesure des formes expérimentales fournit une valeur du retour élastique de 20mm. Le modèle basé sur l'approche unifiée donne une meilleure prédiction du retour élastique avec une erreur de 9.2%. Ce niveau d'erreur est à relativiser car il ne prend pas en compte les imprécisions du protocole de mesure expérimental.

V.3.3.2 Évolution de l'effort du poinçon en fonction du temps

Une comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique de l'effort de poinçon est présentée sur la Figure V-12. L'effort expérimental a été compensé afin de tenir compte d'un artefact machine lors de l'arrêt du poinçon pour le passage à la phase de relaxation.

En tenant compte de cette correction, la meilleure prédiction de la force du poinçon est obtenue avec l'approche unifiée (élasto-viscoplastique), avec une erreur maximale de 8%. Cette erreur apparaît dans la première étape où le taux de déformation est faible. Ceci peut être expliqué par le point faible du modèle de relaxation qui est, pour rappel, une erreur de prédiction dans le niveau de contraintes pour les faibles taux de déformation.

L'approche séquentielle (modèle élasto-plastique) comporte une analyse statique avec le modèle élasto-plastique, suivie d'une analyse d'écoulement visqueux avec une loi en sinus hyperbolique. Avec cette option une sous-estimation de l'effort est observée pour toutes les phases de la mise en forme.

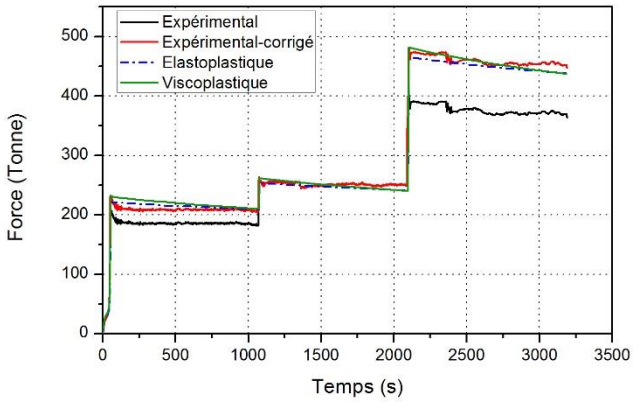


Figure V-12 : Comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique (avec les deux approches) de l'effort appliqué par le poinçon

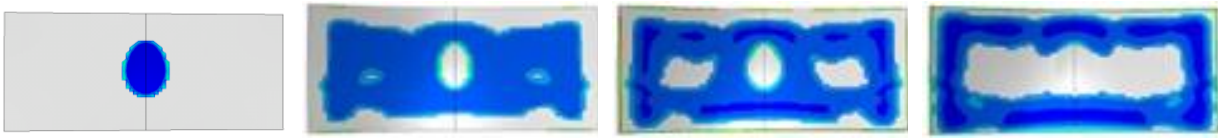
V.3.3.3 Zones de contact sur la surface supérieure

	Zone1	Zone2	Zone3	Zone4	Zone5
Séquence 1	Pas de contact	Pas de contact	Pas de contact	Contact	Pas de contact
Séquence 2	Contact	Contact	Contact	Pas de contact	Pas de contact
Séquence 3	Pas de contact	Contact	Contact	Pas de contact	Pas de contact
Séquence 4	Pas de contact	Pas de contact	Pas de contact	Pas de contact	Contact

Tableau V-1 : Évolution du jeu de contact

La Figure V-13 montre le jeu de contact numérique entre le poinçon et la tôle pour chaque séquence du procédé. Ce jeu de contact reste toujours le même quelle que soit l'approche utilisée (Modèle élasto-plastique ou bien loi unifiée). Comme indiqué dans le Tableau V-1, le jeu de contact évolue d'une façon continue durant la mise en forme dans les différentes zones de la tôle (définies Figure V-14). Durant la séquence 1, le contact apparaît uniquement dans la zone centrale. Pour la

séquence 2, le contact apparaît dans la majorité de la tôle à l'exception de la zone centrale et des parties externes. La séquence 3 fait apparaître des ruptures de contact dans les zones internes. Enfin, la séquence 4 est associée à un renforcement du contact dans zones externes.



(a) **(b)** **(c)** **(d)**

Figure V-13 : (a) Séquence 1, (b) Séquence 2, (c) Séquence 3 et (d) Séquence 4

Ces résultats numériques sont comparés aux résultats expérimentaux. Il est possible d'observer sur la Figure V-14, que le revêtement de nitrure de bore a été modifié sur certaines zones de la tôle, sous l'effet du contact avec le poinçon. La confrontation entre les résultats numériques et expérimentaux, en termes de zones de contact, montre une bonne prédiction de ces zones par la simulation.

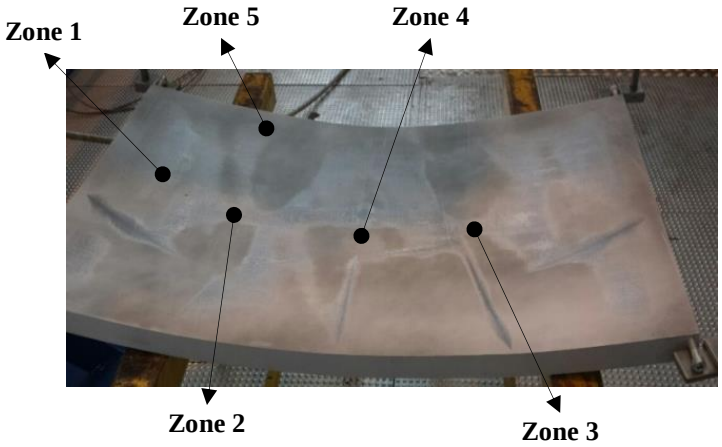
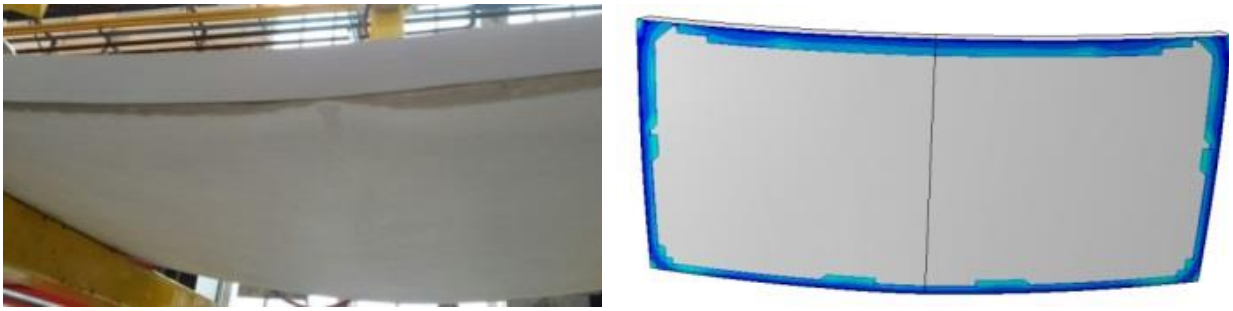


Figure V-14 : Zones de contact expérimentales sur la surface supérieure de la tôle

V.3.3.4 Zones de contact sur la surface inférieure

L'observation de la surface inférieure de la tôle (la zone théoriquement en contact avec la matrice) ne fait apparaître des modifications du revêtement de nitrure de bore que dans les zones externes de la tôle (Figure V-15.a). Ces zones de contact sont en accord avec les résultats numériques obtenus (Figure V-15.b). Ces résultats sont les mêmes quelle que soit l'approche utilisée (Unifiée ou non). Cette observation confirme que le remplissage n'est pas complet.



(a) **(b)**

Figure V-15 : Zones de contact sur la surface inférieure de la tôle, (a) résultat expérimental, (b) résultat numérique

V.3.4 Proposition d'un cycle de mise en forme amélioré

Suite à ces analyses comparatives, deux constatations peuvent être émises :

(i) Le cycle de mise en forme appliqué sur la tôle épaisse ne permet pas une mise en forme complète du panneau double courbure. Ainsi, une modification du cycle de formage est nécessaire.

(ii) L'outil numérique développé ci-dessus est en bonne accord avec les résultats expérimentaux. Le modèle unifié peut être utilisé pour prédire le cycle de mise en forme le plus approprié.

Une nouvelle stratégie de mise en forme est proposée. Elle consiste à relaxer la tôle durant 1000s à chaque fois que l'effort maximal de la presse est atteint (500T) et à répéter l'opération jusqu'à remplissage complet de la matrice.

Une subroutine utilisateur (UAMP) a été développée afin de contrôler l'amplitude de l'effort sur le poinçon. La subroutine utilise un capteur d'effort numérique qui a été placé au point de référence du poinçon. Lorsque la force atteint la valeur de consigne maximale, la vitesse du poinçon est mise à zéro permettant ainsi la relaxation du matériau.

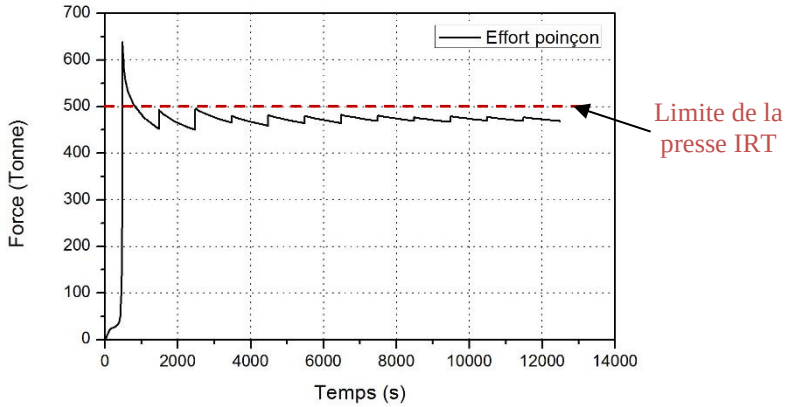


Figure V-16 : Évolution numérique de l'effort avec la nouvelle stratégie

L'évolution de l'effort du poinçon en fonction du temps est présentée en Figure V-16. Le niveau d'effort dépassant 500T dans les premiers pas de temps est strictement dû à la gestion de l'incrémentation numérique par ABAQUS au démarrage de la simulation. Nous pouvons également noter que 12 séquences de formage/relaxation sont nécessaires pour obtenir la forme la plus appropriée.

V.4 Étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage AW551

V.4.1 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype

V.4.1.1 Configuration expérimentale

Les étapes de préparation et de mise en place de la pièce dans l'outillage respectent le même protocole que celui adopté lors de la mise en forme de l'alliage 2050. Les dimensions de la tôle sont identiques à celles de l'alliage 2050 (soit 1000x550x40mm). Elle a subit une étape de préchauffage d'une heure à la température de formage (soit 350°C). Un maintien en température d'une heure permet ensuite de réaliser la mise en solution.

La mise en forme de la pièce s'effectue en une seule étape d'emboutissage. À la suite des deux heures de la phase de chauffage (préchauffe et maintien), le déplacement du poinçon est contrôlé à la vitesse de 2mm/s jusqu'à déformation complète de la pièce. Cette stratégie permet de reproduire sur la tôle la double courbure des deux faces de l'outil (poinçon et matrice). Une limite de 450T sur l'effort du poinçon est également prescrite afin de ne pas dépasser les capacités de la presse.

V.4.1.2 Résultats expérimentaux de la mise en forme

La Figure V-17 montre l'évolution de la température en fonction du temps sur les parties inférieure et supérieure de l'outil. Nous pouvons constater que la température reste relativement stable sur les deux surfaces de l'outil, avec une diminution maximale de 2°C.

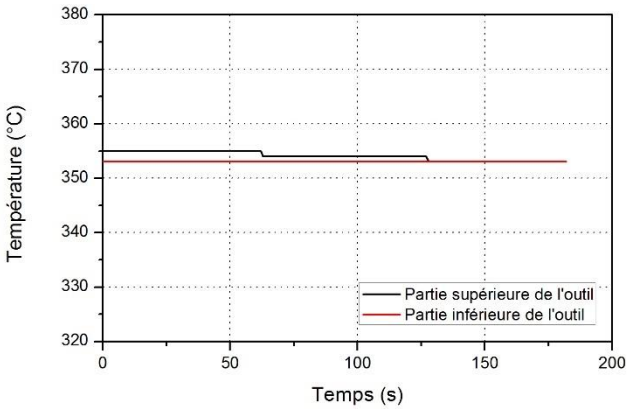


Figure V-17 : Évolution de la température sur la partie supérieure (Poinçon) et inférieure de l'outil (Matrice)

L'évolution de l'effort en fonction du temps est illustrée par la Figure V-18. La force du poinçon augmente progressivement à partir de l'instant du contact poinçon-face supérieure de la tôle (soit après 107s) afin de former la première courbure. Après 150s, un accroissement rapide de l'effort est observé durant 3s pour atteindre une valeur maximale de 430Tonnes. Cette croissance est due à la formation de la deuxième courbure.

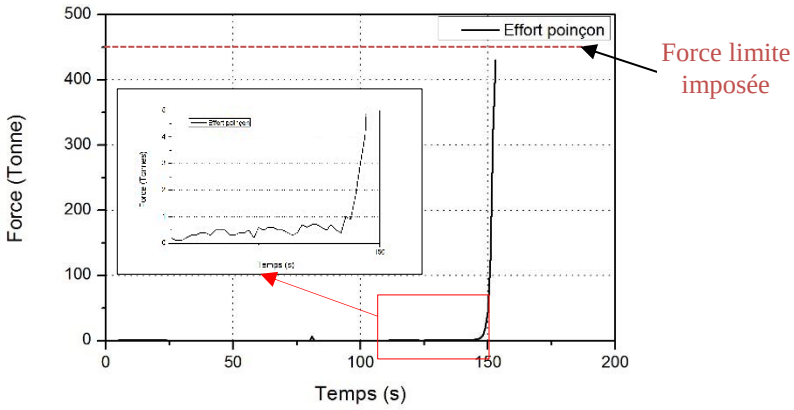


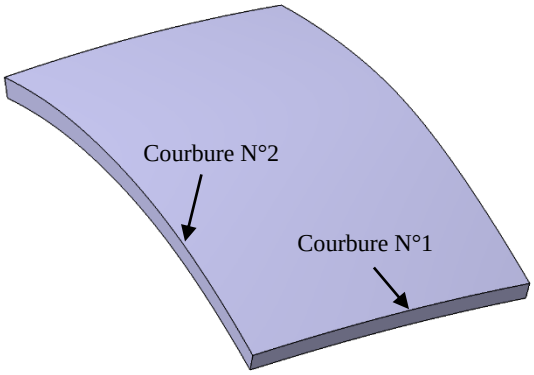
Figure V-18 : Évolution de l'effort poinçon au cours de la mise en forme de l'alliage AW551

La forme de la pièce obtenue après mise en forme de l'alliage AW551 est présentée en Figure V-19. La première image (Figure V-19.a), met en évidence l'existence de la double courbure. En se référant aux traces de contact sur les deux surfaces de la tôle (supérieure et inférieure), il est possible de constater l'absence du contact au centre de la tôle sur sa face inférieure (Figure V-19.b). Cette observation semble indiquer que le taux de remplissage de la matrice est inférieur à 100%.

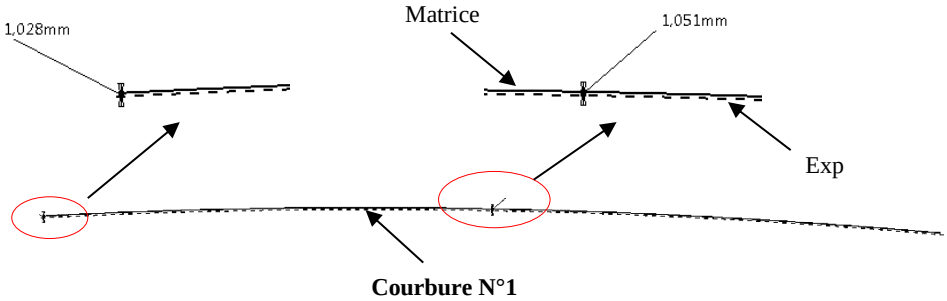
(a) **(b)**

Figure V-19 : Forme de la pièce obtenue et traces de contact sur la surface (a) supérieure et (b) inférieure de la tôle

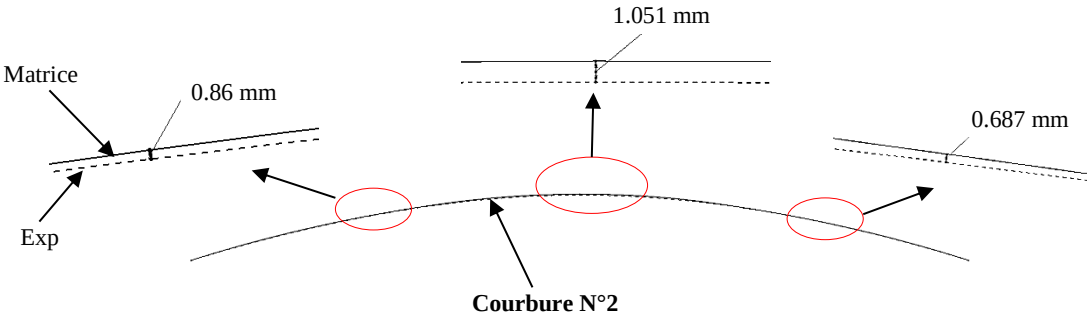
La pièce déformée a été reconstruite sur CATIA (Figure V-20.a) à partir des données obtenues à l'aide d'une machine de mesure tridimensionnelle (MMT). La méthode de comparaison (Figure V-20.b et Figure V-20.c) adoptée pour l'alliage 2050 a également été utilisée pour cet alliage.



(a)



(b)



(c)

Figure V-20 : (a) Pièce obtenue avec la machine de mesure tridimensionnelle et Comparaison entre les courbures de la pièce déformé et la matrice : (b) Courbure N°2 et (c) Courbure N°1

Une différence maximale de 1.051 mm a été calculée au centre de la tôle. Cette différence peut également être expliquée par le phénomène de retour élastique ainsi que par le remplissage partiel de la matrice. Contrairement au cas de l'alliage 2050, la double courbure est nettement plus marquée, du fait d'un retour élastique nettement moins influent.

V.4.2 Simulation numérique de la mise en forme de la pièce prototype

V.4.2.1 Modèle numérique

Un modèle 3D identique à celui utilisé pour la simulation de la mise en forme de l'alliage 2050 a été mis en place. Le modèle matériau a été adapté à l'alliage étudié et le cycle de charge a été modifié de manière à prendre en compte la stratégie de mise en forme. La simulation s'effectue en une seule étape en contrôlant le déplacement du poinçon en vitesse selon l'axe Z. Les deux approches du modèle de comportement du matériau présentées au Chapitre 2 ont été utilisées (le modèle élasto-plastique et le modèle élasto-viscoplastique).

L'étude de sensibilité de l'influence de la taille du maillage sur la précision des résultats a été conduite uniquement avec le modèle élasto-plastique, du fait des temps de calculs prohibitifs imposés par le modèle élasto-viscoplastique. En tenant compte du fait que la variation de contrainte induite par la viscoplasticité est relativement faible (15%), il a été convenu que la règle de recalage obtenue avec le modèle élasto-plastique pouvait raisonnablement être appliquée au modèle élasto-viscoplastique.

En conséquence, les études ont pu être conduites pour les deux modèles avec un maillage relativement grossier comportant trois éléments selon l'épaisseur et avec une taille d'élément de 40mm² dans le plan de coque.

V.4.3 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques

V.4.3.1 Évolution de l'effort du poinçon en fonction du temps

La Figure V-21 montre la comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique de l'effort appliqué sur le poinçon au cours de la mise en forme de la tôle en alliage AW551 à sa température de mise en solution (soit 350°C). Les résultats numériques présentés correspondent au modèle matériau élasto-plastique avec un maillage grossier et un maillage raffiné ainsi qu'au modèle élasto-viscoplastique utilisant la loi unifiée avec un maillage grossier.

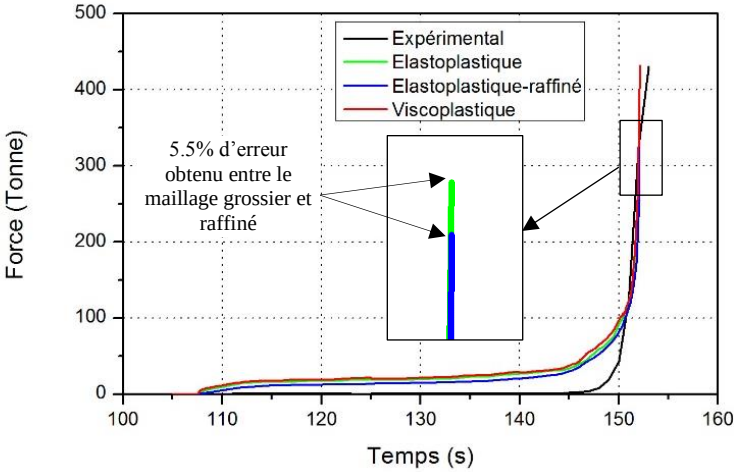


Figure V-21 : Comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique (avec les deux approches) de l'effort appliqué par le poinçon

Quel que soit le modèle utilisé pour la simulation de la mise en forme, les courbes comportent deux zones bien distinctes. Dans la première zone, l'évolution de la force est très faible et son niveau est légèrement supérieur (3%) au résultat expérimental. Cette différence semble être due à la précision de la presse IRT pour de faibles niveaux d'efforts et peut être également aux modèles d'initialisation du contact utilisés pour la simulation numérique. Dans la seconde zone la prédiction de l'effort maximal sur le poinçon, est améliorée avec le modèle élasto-viscoplastique. Une sous-estimation de cet effort est en effet observée avec le modèle élasto-plastique qui ne prend pas en compte l'effet de la vitesse de déformation.

Nous pouvons également remarquer que la force prédite en utilisant un maillage raffiné est inférieure à celle obtenue avec un maillage grossier. L'erreur constatée est d'environ 5.5% et nous pouvons raisonnablement considérer que cette marge peut également s'appliquer au modèle élasto-viscoplastique.

V.4.3.2 Retour élastique

La Figure V-22 représente les différentes formes de pièce obtenues avec les modèles de simulation étudiés. Nous pouvons constater une influence significative de la taille des éléments sur le retour élastique. Une différence de 1.74 mm est observée en comparant les résultats obtenus avec le modèle élasto-plastique comportant un maillage grossier et ce même modèle utilisant un maillage raffiné.

Nous pouvons également constater que le retour élastique avec le modèle élasto-plastique, ayant un maillage grossier, est plus important que celui obtenu avec le modèle élasto-viscoplastique avec la même taille d'élément. En effet, avec le modèle élasto-viscoplastique, le retour élastique ne dépasse pas 0.031 mm. Par contre, avec le modèle élasto-plastique il est de l'ordre de 2.54mm.

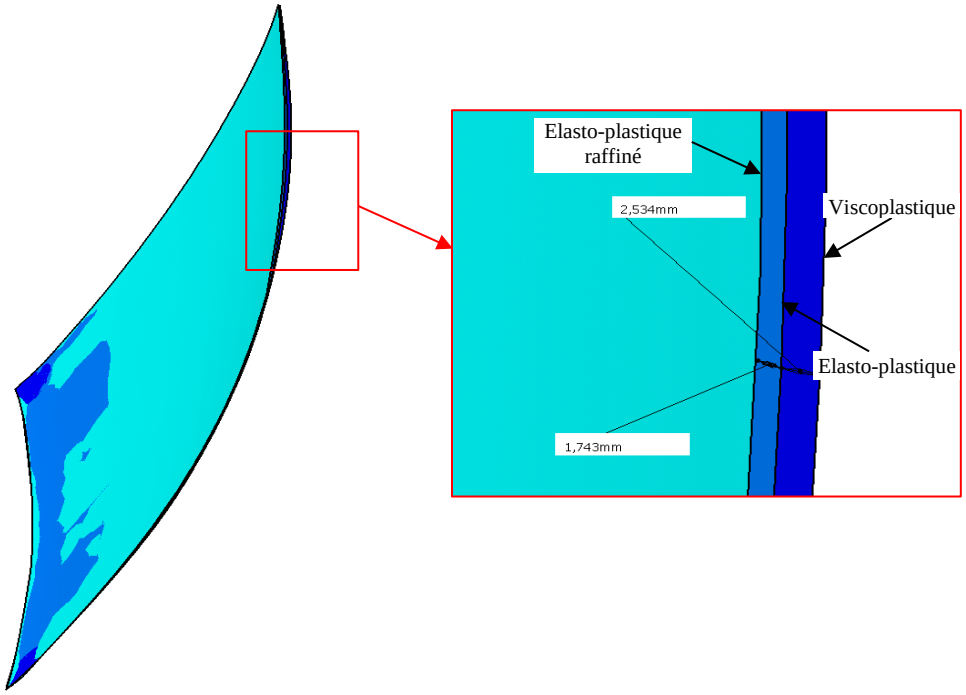


Figure V-22 : Comparaison entre les différentes formes de la pièce obtenues expérimentalement et numériquement avec les différents modèles étudiés

Une comparaison entre les courbures expérimentales et numériques obtenues avec le modèle élasto-viscoplastique est donnée par la Figure V-23. Cette comparaison confirme que le retour élastique est quasiment nul. En supposant que l'erreur due à la précision du maillage, établie avec le modèle élasto-plastique, est reproductible sur le modèle élasto-viscoplastique, le retour élastique simulé peut être évalué à une valeur proche de 1.74mm. Le résultat obtenu expérimentalement est de 1.051mm. Ce résultat est encourageant, mais il mérite confirmation par des simulations du modèle

élasto-viscoplastique avec un maillage raffiné. Une étude de sensibilité au maillage a été réalisée avec le modèle élasto-viscoplastique sur un essai de flexion. Les résultats de cette étude (Annexe E) ont montré que le modèle élasto-viscoplastique présente la même sensibilité au maillage que le modèle élasto-plastique.

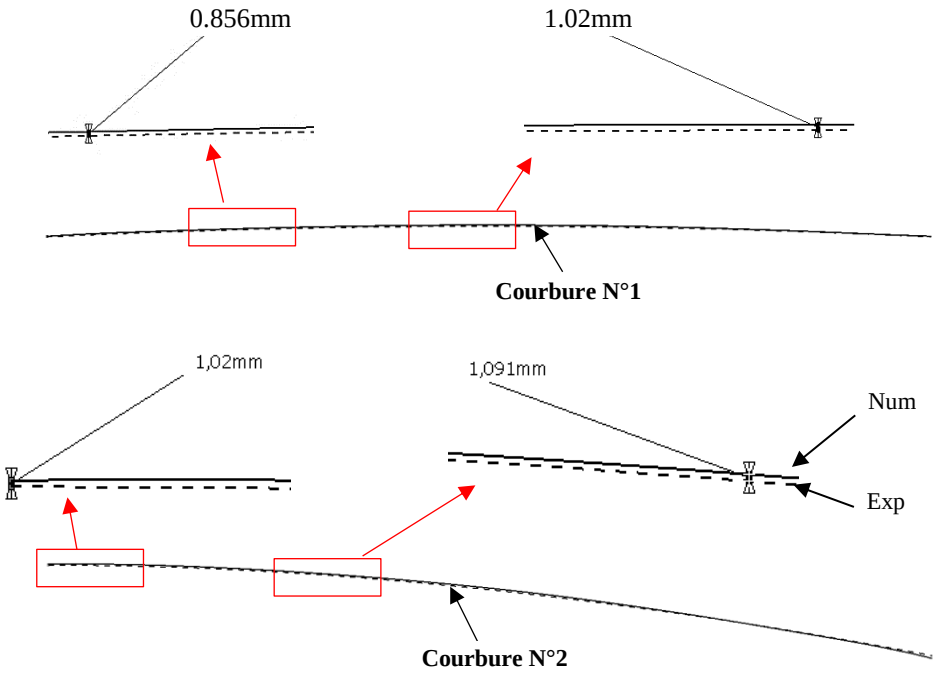


Figure V-23 : Comparaison entre les courbures expérimentales et numériques obtenues avec le modèle élasto-viscoplastique

V.5 Conclusion

Dans ce chapitre, la mise en forme par emboutissage de deux alliages d'aluminium (2050 et AW551) sur une tôle de 40mm a été étudiée à l'échelle réelle du panneau double courbure. Pour l'alliage 2050, la mise en forme a été réalisée en trois séquences composées pour chacune d'une phase de mise en forme et une phase de relaxation. Pour l'alliage AW551, la mise en forme a été effectuée en une seule étape.

Les modèles numériques de simulation de ces procédés ont été mis en place afin de prédire les conditions de mise en forme les plus appropriées. Une étude comparative avec les résultats expérimentaux a été conduite afin de s'assurer de la pertinence des modèles.

Une bonne prédiction a été obtenue, pour la mise en forme de l'alliage 2050, avec le modèle élasto-viscoplastique en termes d'effort appliqué par le poinçon, de retour élastique et de forme finale de la pièce industrielle. Ce modèle a permis le chainage entre l'emboutissage et la relaxation tout en utilisant une loi unifiée permettant de prendre en compte l'anisotropie du matériau, l'écrouissage mixte, l'effet de la vitesse de déformation et également le phénomène de relaxation.

Afin d'améliorer le cycle de mise en forme étudié en visant un taux de remplissage de 100% de la matrice, un autre cycle a été proposé. Par contre, 12 séquences de formage/relaxation sont nécessaires pour obtenir la forme la plus appropriée, ce qui est particulièrement pénalisant pour le temps de cycle. Cette solution garantit cependant l'intégrité géométrique de la pièce et peut constituer une bonne alternative aux cycles actuellement utilisés.

Concernant la mise en forme de l'alliage AW551, le modèle élasto-viscoplastique développé a été validé avec un modèle numérique ayant un maillage grossier. La validation a été réalisée en comparant

l'effort du poinçon, le retour élastique et la forme finale de la pièce. Ces résultats doivent être confirmés par un modèle numérique ayant un maillage raffiné comme dans le cas de l'alliage 2050.

Chapitre VI.
Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre

VI.1 Introduction

La mise en forme par fluage s'effectue, en général, par trois méthodes différentes (cf. Chapitre1). Ces trois techniques utilisent le principe de formage par une pression gazeuse. Elles exigent ainsi l'utilisation d'une membrane permettant de garantir l'étanchéité de la zone sous pression.

Dans le cas d'une mise en forme à chaud, la membrane en élastomère ne peut plus être utilisée. Sa température limite d'utilisation est de 250°C tandis que la température de mise en forme prescrite pour notre procédé est de 350°C. Une solution alternative qui consiste à remplacer la membrane par une tôle martyre a été mise en place. À cet effet, une tôle de 2mm en alliage A7475 a été choisie. Ce type d'alliage présente, en effet, des performances en formage superplastique permettant d'obtenir à chaud des taux de déformation à rupture importants. Le principe de la mise en forme avec une tôle martyre est présenté en Figure VI-1.

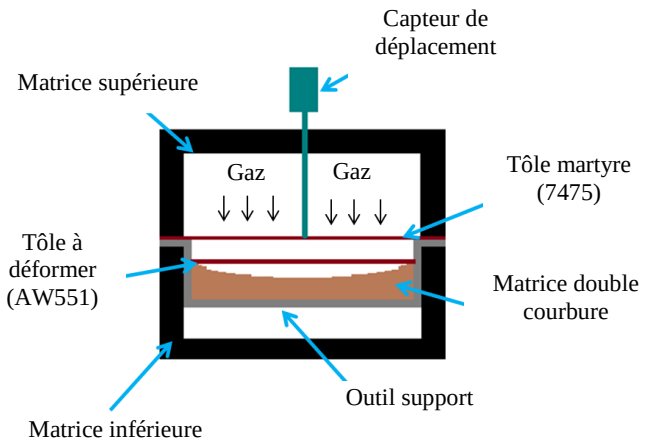


Figure VI-1 : Principe de la mise en forme avec une tôle martyre

La mise en forme par fluage avec tôle martyre du panneau double courbure en alliage AW551 a été réalisée à deux échelles : échelle réduite et échelle réelle. Le modèle de pièce à l'échelle réduite représente 10% de la pièce réelle.

Ce dernier chapitre présente l'étude de la mise en forme par fluage (Creep Forming) dans les deux cas cités précédemment afin de valider le modèle de simulation numérique développé. Il comprend deux paragraphes, consacrés respectivement à l'étude de la mise en forme à une échelle réduite et à l'échelle industrielle. L'étude réalisée à l'échelle réduite est conduite en trois étapes :

- La première partie s'intéresse à la mise en forme expérimentale réalisée à l'aide de la machine de gonflage du LAMPA ainsi qu'à l'analyse des résultats expérimentaux.
- La deuxième partie est consacrée à la simulation numérique du procédé considéré et à la présentation des résultats issus de cette simulation.
- Dans la troisième partie, une comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques est effectuée, en termes de géométrie de pièce, d'évolution temporelle du déplacement du centre de la tôle et de retour élastique.

L'étude de la mise en forme à l'échelle réelle est limitée à la simulation numérique du procédé considéré et à la présentation des résultats issus de cette simulation.

VI.2 La machine de gonflage de l'ENSAM

Ce démonstrateur instrumenté (Figure VI-2) développé par le LAMPA est utilisé pour le formage superplastique. Il permet :

- Le serrage de la zone périphérique de la tôle entre un serre-flan et une matrice.
- Le maintien de l'outillage et de la pièce à une température quasi-uniforme et stable.
- Le gonflage de la tôle par pression gazeuse, avec ou sans contre pression.

Figure VI-2 : Machine de gonflage de l'ENSAM (Boude, 1994)

La presse est instrumentée et asservie afin de contrôler le gonflage à l'aide d'un gaz inerte, l'argon. La pression est pilotée soit en fonction de la hauteur du pôle de la pièce soit en fonction de temps de mise en forme. La hauteur du pôle de pièce est mesurée à l'aide d'un capteur de déplacement situé à l'extérieur de la zone chaude. Un barreau de céramique fixé à l'extrémité du capteur permet de suivre par contact direct le déplacement du pôle (Figure VI-3).

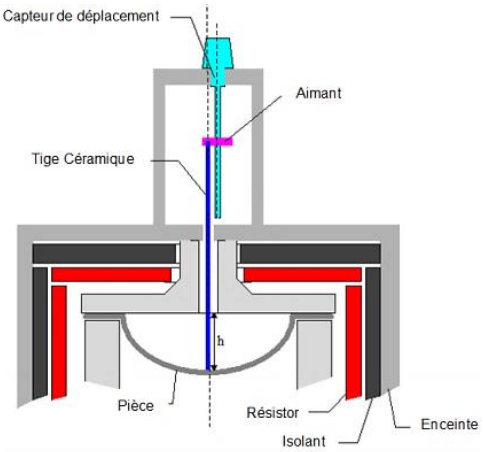


Figure VI-3 : Capteur de déplacement (Boude, 1994)

Les caractéristiques de la machine sont les suivantes : une température régulée entre 300°C et 1100°C, une pression maximale dans chaque chambre de120 bars, le déplacement maximal du capteur est de 200mm. Les dimensions maximales des tôles sont les suivantes : diamètre de la zone déformée de 200mm ; hauteur de dôme maximale de 200mm ; diamètre initial du flan de 290mm.

VI.3 Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre à échelle réduite

VI.3.1 Simulation numérique de la mise en forme par fluage avec tôle martyre

VI.3.1.1 Modèle numérique

Le modèle numérique utilisé pour la simulation du procédé est donné par la Figure VI-4.a. La matrice est modélisée par une surface rigide. La tôle en alliage AW551 et la tôle martyre en alliage A7475 sont maillées en utilisant des éléments coques linéaire avec intégration réduite (élément S4R dans ABAQUS). La dimension moyenne des éléments est d'environ 8, 10 et 12 mm, respectivement, pour la tôle à déformer, la matrice et la tôle martyre. Des contacts de type « surface to surface » sont utilisés pour les interactions entre les différentes pièces du modèle.

Dans une première approche, un coefficient de frottement de 0.1 a été choisi pour tous les contacts. Les extrémités extérieures de la tôle martyre et le point de référence de la matrice sont fixés (Figure VI-4.b). La tôle à déformer (AW551) est stabilisée par la condition initiale de contact avec la matrice. La tôle martyre est placée à 2mm au-dessus de la tôle en AW551. Une pression est appliquée sur la face supérieure de la tôle martyre. L'amplitude de la pression est contrôlée par une subroutine Fortran pour assurer une vitesse de déformation de 9.10^{-4} s^{-1}. Les comportements des matériaux sont modélisés par des lois de fluage (CREEP) implémentées dans des subroutines utilisateur. Le modèle matériau de la tôle martyre est couplé à l'algorithme de contrôle de la pression. Le processus de résolution utilise le schéma d'intégration implicite d'ABAQUS avec une option d'analyse en viscosité (* VISCO).

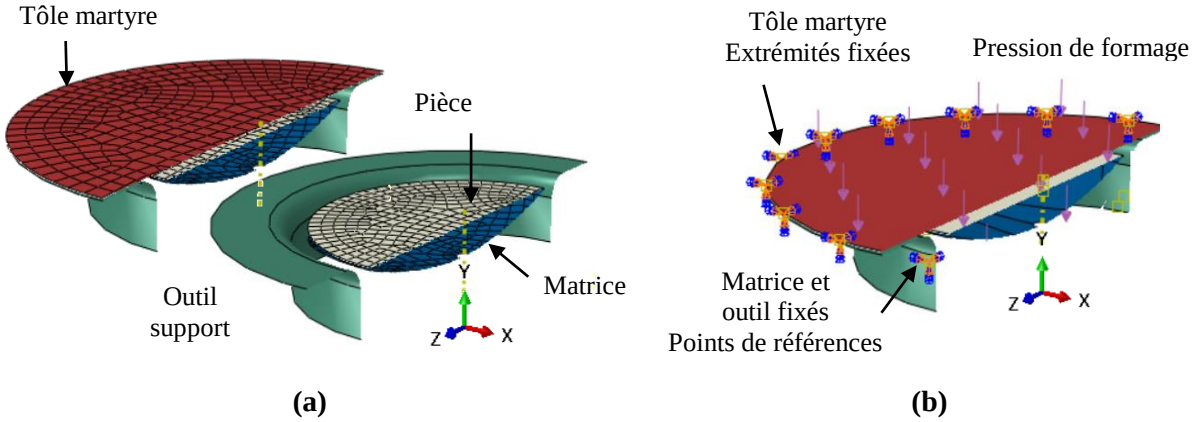


Figure VI-4 : Modèle numérique de fluage à l'échelle réduite

VI.3.1.2 Modèles matériau

Le modèle matériau de la tôle AW551 correspond à la loi en Sinus Hyperbolique détaillée dans le chapitre 4. Le modèle utilisé pour représenter le comportement de l'alliage A7475 correspond à la loi puissance de Norton-Hoff décrite par l'équation (VI.1).

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}_{éq}{}^{m}\varepsilon_{éq}{}^{n} \qquad \text{(VI.1)}$$

À la température de mise en forme (soit 350°C), le phénomène d'écrouissage n'est pas présent pour l'alliage A7475 (n=0). Le modèle se réduit ainsi à l'équation (VI.2).

$$\sigma = K\dot{\varepsilon}_{éq}{}^{m} \qquad \text{(VI.2)}$$

Le coefficient K est la consistance, une constante spécifique au matériau et m représente la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation. Les valeurs utilisées sont extraites de la littérature (Srivastava, et al., 2004).

VI.3.1.3 Algorithme de contrôle de la pression de formage

Le contrôle de la pression est assuré par un algorithme proportionnel développé au LAMPA (Robert, 2009), (Aoura, 2004). Une correction continue de la loi de pression a été proposée (Figure VI-5) pour stabiliser le processus de formage en fonction d'une consigne en vitesse de déformation maximale. La loi de pression est lissée par un polynôme du troisième ordre donné par l'équation (VI.3).

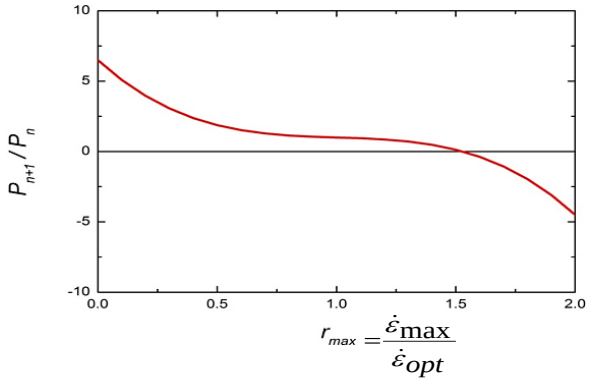


Figure VI-5 : Correction proportionnelle proposée (Robert, 2009)

$$P_{n+1} = [-5(r_{max} - 1)^3 - 0.5(r_{max} - 1) + 1]P_n \qquad \text{(VI.3)}$$

L'algorithme est présenté sur la Figure VI-6.

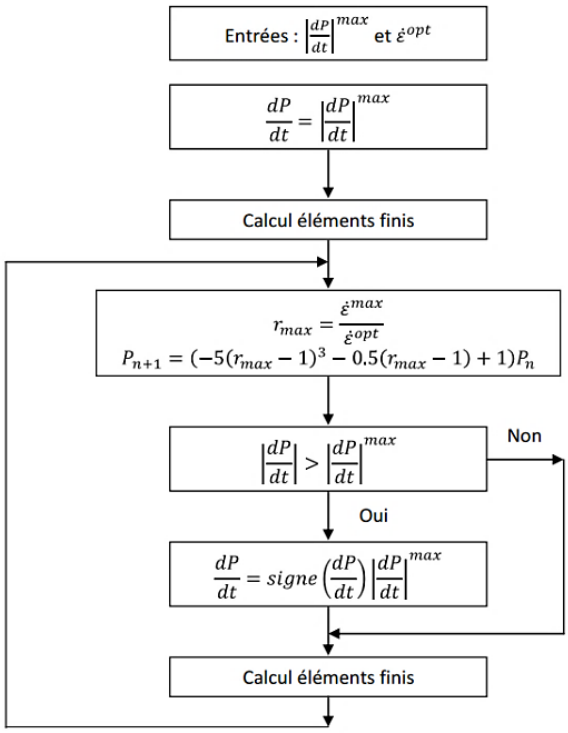


Figure VI-6 : Algorithme proportionnel (Robert, 2009)

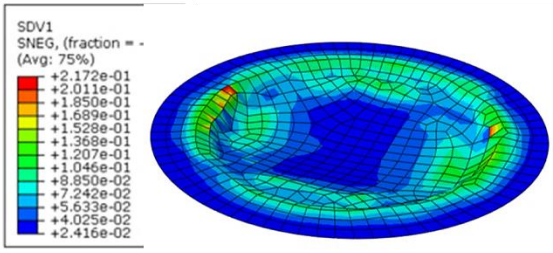
La valeur de la pression de formage pour le premier incrément est fixée à la valeur donnée par l'équation (VI.4).

$$P_1 = dt \left|\frac{dp}{dt}\right|^{max} \qquad \text{(VI.4)}$$

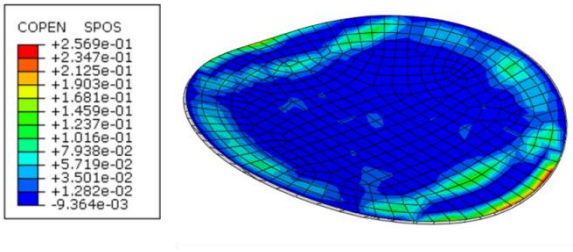
Avec dt le pas d'intégration numérique et $\left|\frac{dp}{dt}\right|^{max}$ la variation de pression maximale admissible.

VI.3.1.4 Résultats numériques de la simulation

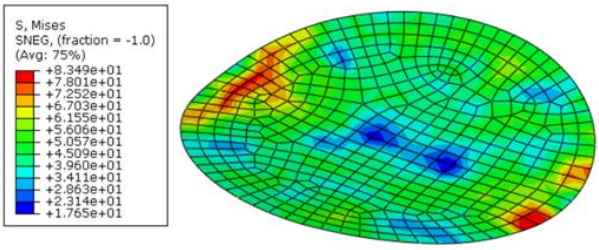
La Figure VI-7 montre les principaux résultats numériques obtenus en utilisant le modèle décrit ci-dessus. La déformation maximale développée dans la tôle martyre (Figure VI-7.a) est d'environ 21%. Cette déformation semble être inférieure à la déformation à la rupture de l'alliage sous les conditions thermomécaniques considérées. Ce niveau de déformation doit ainsi nous permettre la mise en forme sans causer la rupture de la tôle martyre.



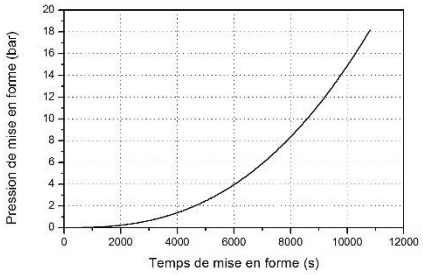
(a) Déformation développée dans la tôle martyre (Alliage 7475)



(b) Jeu de contact entre la tôle en AW551 et la matrice



(c) Contrainte développée dans la tôle à déformer (Alliage AW551)



(d) Loi de pression appliquée sur la tôle martyre

Figure VI-7 : Résultats numériques de la mise en forme par fluage de la tôle en AW551 à l'échelle réduite

Le niveau de la contrainte maximale dans la tôle en AW551 est inférieur à sa limite d'élasticité (Figure VI-7.c). Le contact entre la tôle à former et la matrice est relativement homogène (Figure VI-7.b) : le jeu entre ces deux éléments est inférieur à 0.3mm, ce qui montre une mise en forme régulière de la pièce.

La loi de pression qui contrôle la déformation de la tôle martyre est illustrée par la Figure VI-7.d. La pression augmente d'une manière continue jusqu'à une valeur maximale de 18 bars. Le premier contact entre la tôle martyre et la tôle à déformer se produit après 650s. La tôle à déformer atteint la matrice après 3500s. La pression est maintenue jusqu'à un temps de formage de 10800s pour permettre la relaxation de la pièce à déformer : la relaxation de contrainte est ainsi d'environ 20%.

Afin de déterminer l'instant à laquelle le fluage (CREEP) apparaît, le déplacement du centre de la tôle martyre ainsi que l'évolution de la contrainte et de la déformation sur la tôle en AW551 ont été tracés et présentés en Figure VI-8. Les changements de pente constatés sur la courbe d'évolution du déplacement du centre de la tôle martyre en fonction du temps (Figure VI-8.a), sont induits par les accostages successifs entre les différentes pièces.

La Figure VI-8.b et la Figure VI-8.c présentent l'évolution temporelle de la déformation de la tôle en AW551. Nous pouvons constater que le processus de déformation évolue suivant deux modes. En premier lieu, la déformation est assurée par l'effort appliqué par la tôle martyre. Lorsque le contact entre la tôle et la matrice est initié, la tôle continue à se déformer sous l'action de la tôle martyre jusqu'au moment où cette dernière ne se déplace plus (≈ 6000s). À cet instant, le phénomène de fluage est activé comme le montrent les deux figures (Figure VI-8.b et Figure VI-8.c). En effet, la contrainte à tendance à se stabiliser tandis que la déformation continue à augmenter en fonction du temps. Nous pouvons également remarquer qu'un phénomène de relaxation se produit directement après le fluage où, dans ce cas la déformation reste constante et la contrainte décroit en fonction du temps.

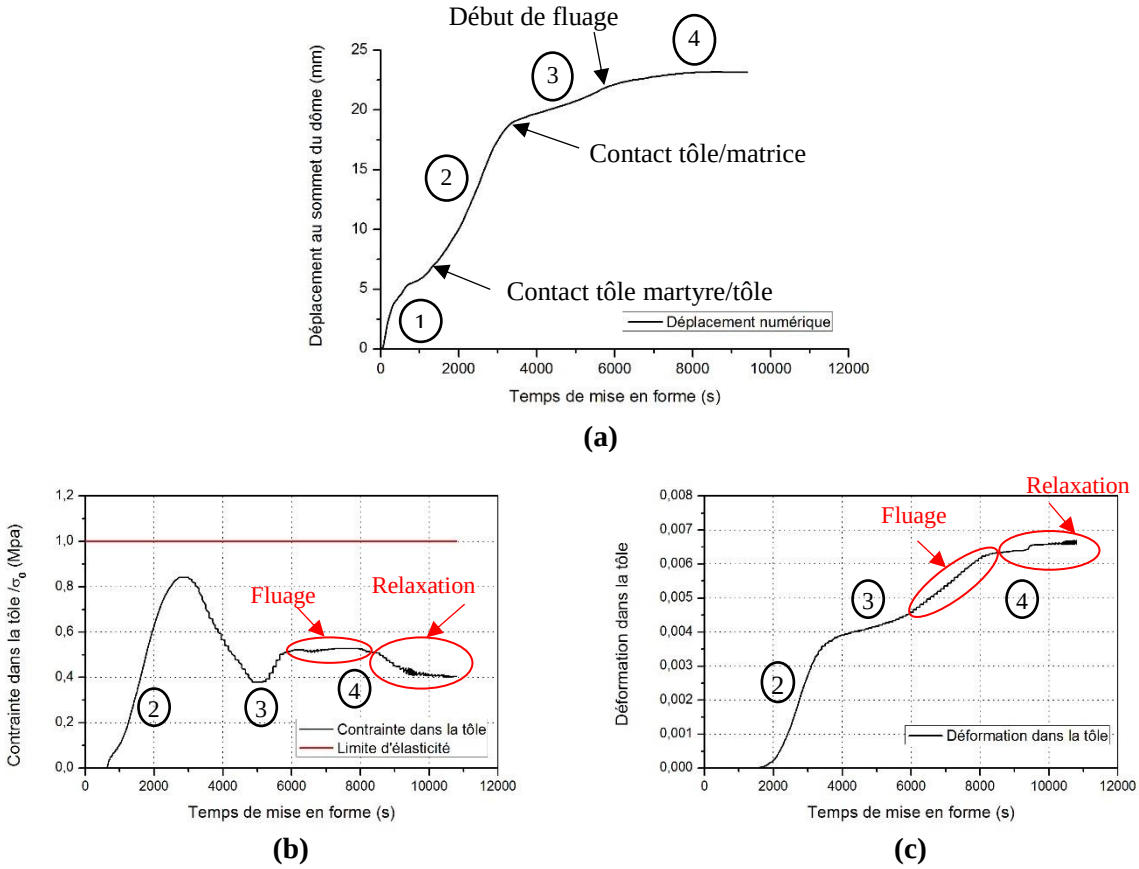


Figure VI-8 : Évolution en fonction du temps de mise en forme du : (a) déplacement du sommet du dôme, (b) contrainte et (c) déformation dans la tôle à déformer

VI.3.2 Mise en forme expérimentale de la pièce prototype

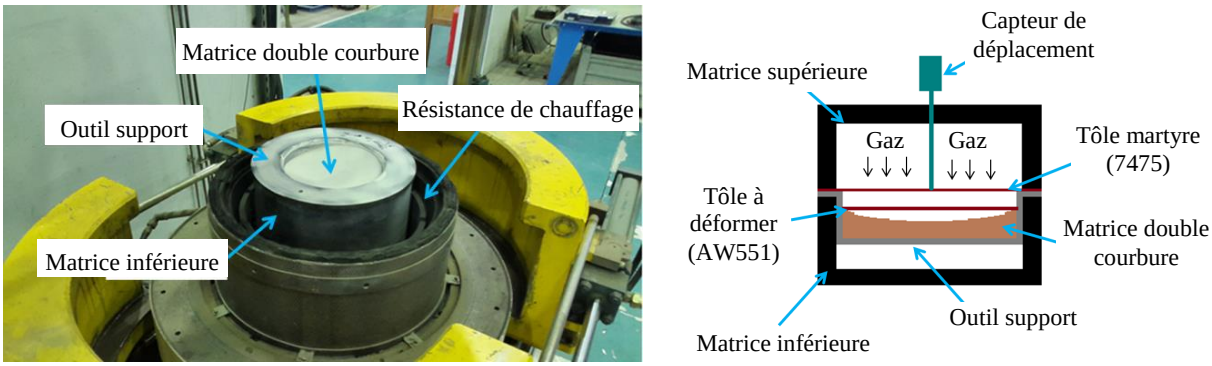
VI.3.2.1 Configuration expérimentale de l'essai de mise en forme

La Figure VI-9 présente le montage utilisé pour la mise en forme à échelle réduite. Une matrice à double courbure est fixée sur l'outil support, placé à l'intérieur du four. La tôle à déformer est positionnée librement sur la matrice. La tôle martyre d'une épaisseur de 2mm est placée sur la surface supérieure de l'outil support, à 2 mm au-dessus de la tôle à déformer.

La tôle martyre a un diamètre de 290mm initiale tandis que la tôle déformée a un diamètre initial de 178mm.

Le système est serré par la fermeture du four. Durant le procédé de mise en forme, une pression de gaz (Argon) est appliquée sur la côté supérieure de la tôle martyre. En cours du cycle de formage, la

déformation de la tôle martyre induit le plaquage de la tôle en AW551 sur la forme de la matrice. L'ensemble est chauffé jusqu'à la température de mise en forme (soit 350°C). Cette température est maintenue pendant une heure afin de garantir l'homogénéité thermique de la pièce. La mesure de la température est assurée par des thermocouples placés au sein du four.

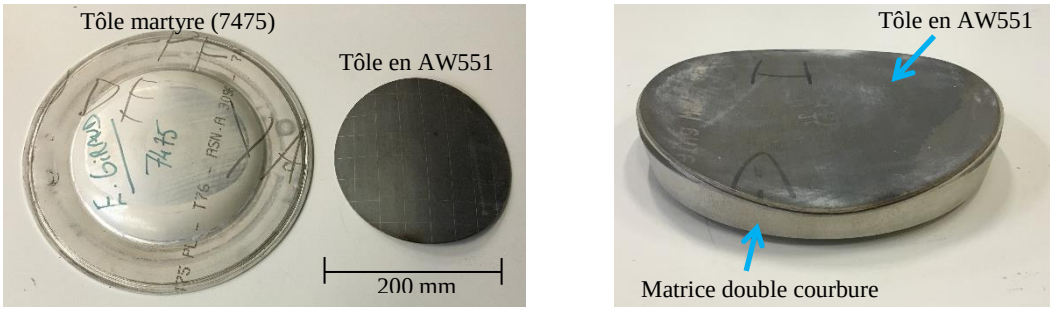


(a) **(b)**

Figure VI-9 : (a) Partie inférieure du four et (b) Éléments présents dans la zone de formage

VI.3.3 Comparaison résultats expérimentaux et numériques

La mise en forme expérimentale, à échelle réduite, de la pièce en double courbure en utilisant la machine de gonflage décrite par la Figure VI-2 et en contrôlant la mise en forme par la loi de pression donnée par la Figure VI-7.d a été réalisée dans des conditions conformes au modèle numérique. Les tôles déformées obtenues après la mise en forme sont représentées en Figure VI-10.a. La zone centrale de la tôle martyre a été déformée par la pression du gaz et la tôle en AW551 a été intégralement mise en forme et présente nettement une double courbure. Le retour élastique de la pièce semble peu important et comme montré dans la Figure VI-10.b, la forme de la pièce obtenue semble en bonne adéquation avec la forme de la matrice.



(a) **(b)**

Figure VI-10 : Pièces obtenues après la mise en forme par fluage avec la machine de gonflage

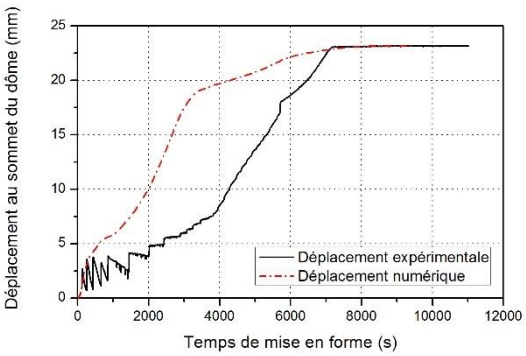
Un bon accord a été trouvé entre les résultats expérimentaux et numériques en termes de déplacement au sommet du dôme de la tôle martyre, d'évolution de l'épaisseur dans la tôle en AW551 et de formes finales des déformées.

La Figure VI-11.a montre que le déplacement mesuré au sommet du dôme de la tôle martyre augmente régulièrement et se stabilise lorsque les tôles entrent en contact avec la matrice. La comparaison de cette courbe avec celle obtenue par la simulation numérique fait cependant apparaître

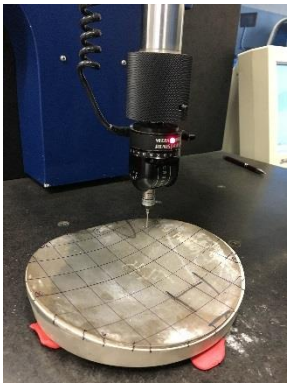
quelques différences. Ce décalage de la courbe peut être expliqué par les paramètres matériau utilisés pour la tôle martyre qui ont été extraits de la littérature. Il est prévu de mettre en place, dans la continuité de ces travaux, un protocole de caractérisation de la tôle martyre afin d'appréhender plus finement son comportement lors de la mise en forme.

La plage d'évolution de l'épaisseur de la pièce simulée ainsi que celle de la pièce expérimentale, est d'environ 0.01mm du centre à l'extrémité de la pièce. Le jeu de contact mesuré entre la tôle AW551 expérimentale et la matrice est du même ordre de grandeur que celui trouvé numériquement (0.15 mm).

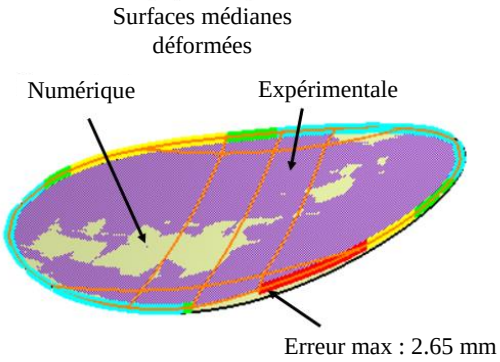
Une comparaison entre les formes déformées numérique et expérimentale est illustrée par la Figure VI-11.c. Le maillage déformé issu de la simulation dans ABAQUS a été exporté dans CATIA V5. La forme expérimentale a été reconstruite à partir des points mesurés avec une machine tridimensionnelle (Figure VI-11.b). Un bon accord entre les formes obtenues a été trouvé avec une erreur moyenne des rayons de courbure de 2% dans les zones centrales. Les erreurs maximales entre les surfaces médianes de la forme mesurée et le maillage coque déformée sont localisées sur les bords des géométries (erreur maximale d'environ 2.65mm).



(a)



(b)



(c)

Figure VI-11 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques

VI.4 Étude de la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 avec une tôle martyre à échelle réelle

VI.4.1 Simulation numérique de la mise en forme par fluage avec tôle martyre

VI.4.1.1 Modèle numérique

Le modèle numérique utilisé pour la simulation du procédé de mise en forme de la pièce industrielle est illustré en Figure VI-12. La matrice est modélisée par une surface rigide. La tôle en alliage AW551 et la tôle martyre en alliage A7475 sont maillées en utilisant des éléments coques linéaire avec intégration réduite (élément S4R dans ABAQUS). La dimension moyenne des éléments est d'environ 25mm pour les deux tôles. Cette dimension a été fixée suite à une étude de sensibilité de maillage réalisée sur ce modèle (Annexe E). L'objectif était de déterminer la taille des éléments optimale assurant le meilleur rapport précision/temps de calcul. Des contacts de type « surface to surface » sont utilisés pour les interactions entre les différentes pièces du modèle. Un coefficient de frottement de 0.1 a été choisi pour tous les contacts. Les extrémités extérieures de la tôle martyre et le point de référence de la matrice sont fixés (Figure VI-12).

La tôle à déformer (AW551) est stabilisée par une condition initiale de contact avec la matrice. La tôle martyre est placée à 2mm au-dessus de la tôle en AW551. Une pression est appliquée sur la face supérieure de la tôle martyre. L'amplitude de cette pression est contrôlée par une subroutine Fortran pour assurer une vitesse de déformation de 9.10^{-4} s^{-1}.

Les comportements de matériaux sont modélisés par les mêmes lois de fluage (CREEP) que celles utilisées pour la simulation de la pièce à échelle réduite. Le modèle matériau de la tôle martyre est couplé à l'algorithme de contrôle de la pression présenté précédemment. Le processus de résolution utilise le schéma d'intégration implicite d'ABAQUS avec une option d'analyse en viscosité (* VISCO).

Une étape préliminaire de simulation statique associée à un comportement élasto-plastique du matériau est mise en place avant l'étape de simulation dans le domaine visqueux. Elle permet ainsi de prendre en compte la déformation initiale de la pièce sous l'effet de son poids propre pendant la phase de chauffage.

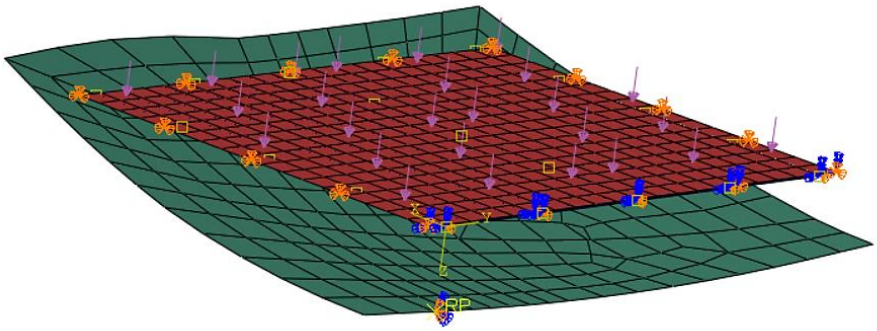
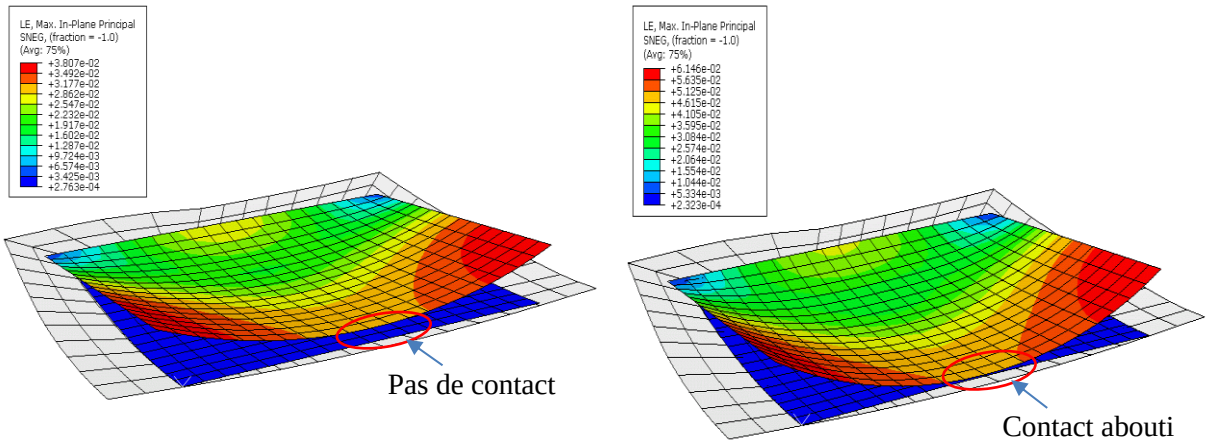


Figure VI-12 : Modèle numérique de fluage à l'échelle réelle

VI.4.1.2 Résultats numériques de la simulation

Les résultats de la simulation montrent que la tôle en AW551 flue sous l'effet de son propre poids avant d'atteindre sa déformation finale sous l'action de la tôle martyre (Figure VI-13.a). Le premier contact entre la tôle martyre et la tôle à déformer se produit après 81s (Figure VI-13.b) et celui entre le centre de la tôle à déformer et la matrice est atteint après 118s. Cependant le premier contact entre les

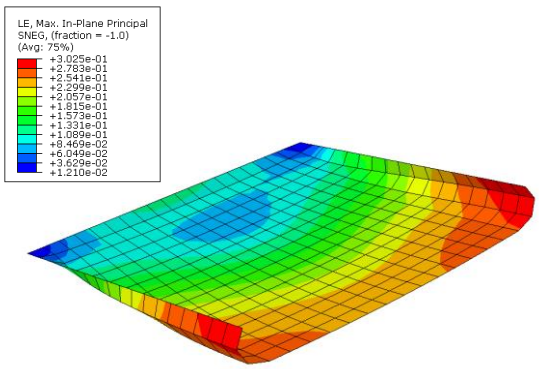
bords de la tôle et la matrice est atteint au bout de 50s. La pression est maintenue jusqu'à un temps de formage de 450s pour permettre la déformation complète de la pièce.



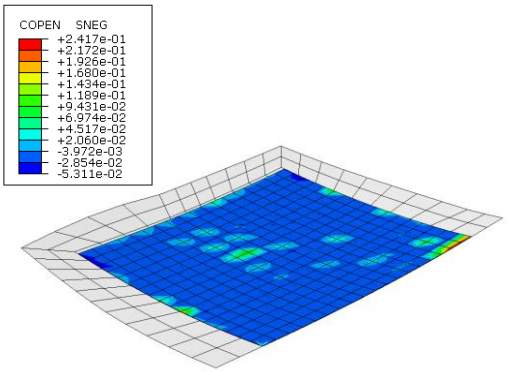
(a) **(b)**

Figure VI-13 : (a) Déformation de la tôle sous l'effet de son propre poids et (b) premier contact tôle/tôle martyre

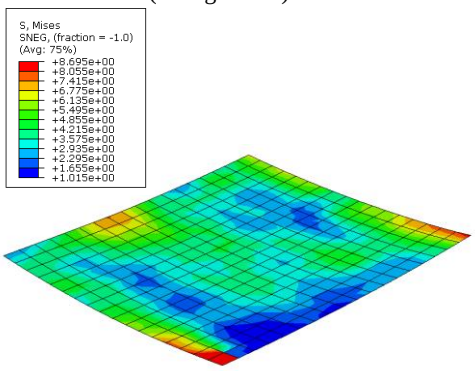
La Figure VI-14 montre les principaux résultats numériques obtenus en utilisant le modèle décrit dans le paragraphe précédent. La déformation maximale dans la tôle martyre est d'environ 30.2% (Figure VI-14.a). Elle reste inférieure à la déformation à la rupture de l'alliage sous les conditions thermomécaniques considérées. Ces prévisions devraient raisonnablement permettre la mise en forme de la pièce industrielle sans risque de rupture de la tôle martyre.



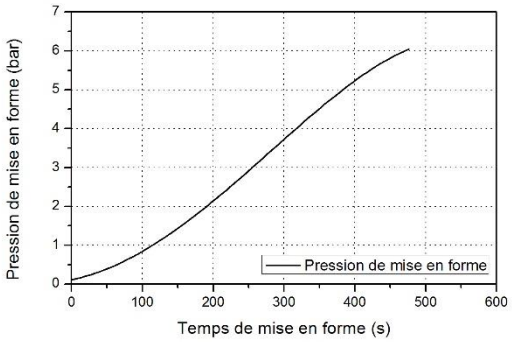
(a) Déformation développée dans la tôle martyre (Alliage 7475)



(b) Jeu de contact entre la tôle en AW551 et la matrice



(c) Contrainte développée dans la tôle à déformer (Alliage AW551)



(d) Loi de pression appliquée sur la tôle martyre

Figure VI-14 : Résultats numériques de la mise en forme par fluage de la tôle en AW551 de la pièce industrielle

Le niveau de la contrainte maximal, dans la tôle en AW551, reste toujours inférieur à sa limite d'élasticité (Figure VI-14.c). Un contact homogène entre la tôle à déformer et la matrice est également observé (Figure VI-14.b) : le jeu entre ces deux éléments est inférieur à 0.24mm, ce qui indique un remplissage homogène de la matrice. La loi de pression qui contrôle la déformation de la tôle martyre évolue avec stabilité et continuité jusqu'à une valeur de 6 bars, comme le montre la Figure VI-14.d.

Dans le but d'analyser les modes de comportement activés par la tôle lors de sa mise en forme le déplacement du centre de la tôle martyre ainsi que l'évolution de la contrainte et de la déformation dans la tôle en AW551 sont représentés en Figure VI-15.

La courbe d'évolution du déplacement du centre de la tôle martyre en fonction du temps (Figure VI-15.a) présente un changement de pente à chaque fois qu'un contact se produit entre les différents éléments du modèle. La Figure VI-15.b et la Figure VI-15.c montrent que la déformation de la tôle en AW551 s'effectue en quatre périodes.

La première correspond à la phase de chauffage durant laquelle la tôle se déforme sous l'effet de son propre poids. Lorsque les bords de la tôle touchent la matrice après 50s, une déformation constante est observée. Elle s'accompagne d'une chute du niveau de la contrainte induite par l'apparition de nouveaux points d'appuis sur la tôle lors de son accostage sur la matrice. Nous pouvons également remarquer dans cette étape l'apparition du phénomène de fluage avec une stabilisation de la contrainte et une augmentation de la déformation.

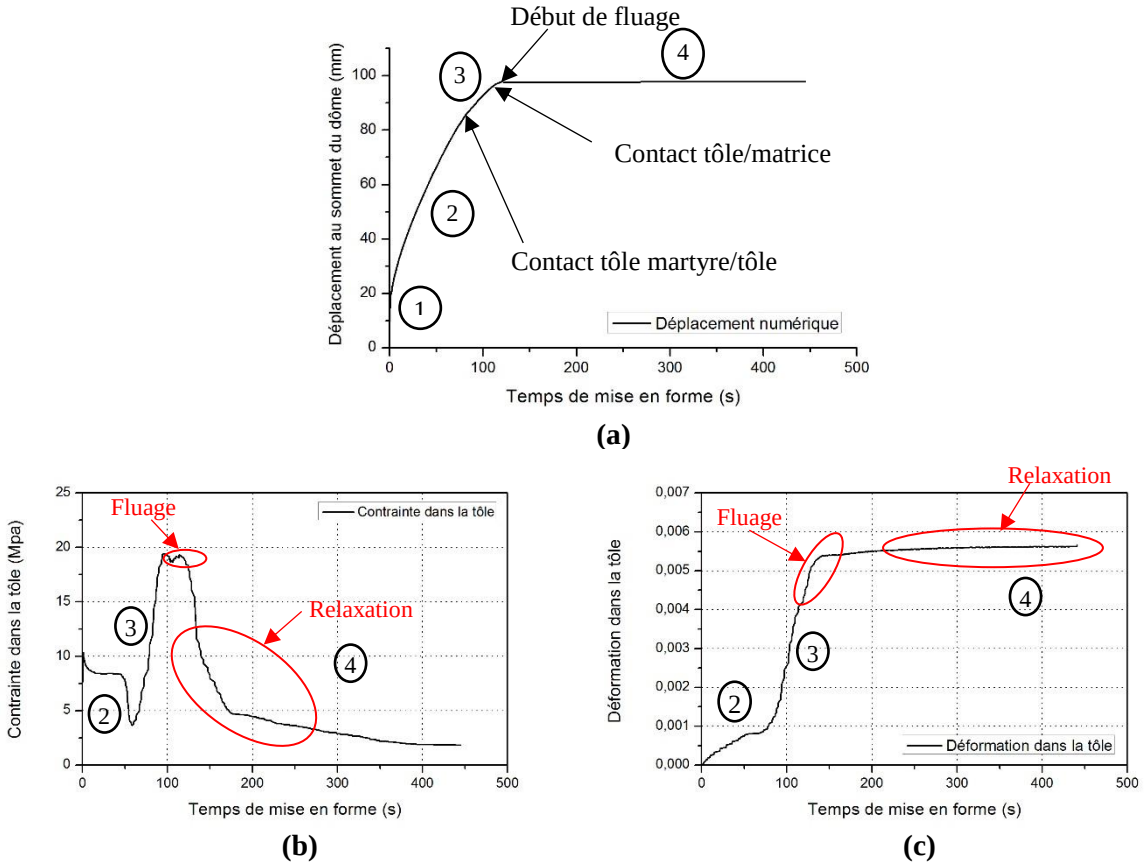


Figure VI-15 : Évolution en fonction du temps de mise en forme du : (a) déplacement du sommet du dôme, (b) contrainte et (c) déformation dans la tôle à déformer

Lors de la deuxième période, la déformation de la tôle en AW551 est assurée par l'effort appliqué par la tôle martyre. Lorsque le contact entre la tôle déformée et la matrice s'amplifie, la tôle continue à se déformer sous l'action de la tôle martyre jusqu'au remplissage de la matrice (≈120s).

À cet instant, correspondant à la troisième période, le phénomène de fluage devient dominant comme le montre les deux figures (Figure VI-15.b et Figure VI-15.c). La contrainte reste quasiment constante tandis que la déformation continue à évoluer en fonction du temps.

La quatrième période correspond à un mode de relaxation qui est initié directement après le fluage, lorsque la matrice est totalement remplie. Dans ce cas, nous constatons que la déformation reste constante et la contrainte diminue en fonction du temps.

VI.5 Conclusion

Dans ce chapitre, la mise en forme, par fluage à l'aide d'une tôle martyre, d'un panneau double courbure en alliage AW551 a été étudiée à échelle réduite et à échelle industrielle.

Le modèle de simulation numérique développé, a été recalé et validé à partir de l'étude de la mise en forme par fluage à l'échelle réduite. La simulation de ce procédé a été réalisée dans le but de prédire la loi de pression à appliquer sur la tôle martyre afin de conduire la mise en forme jusqu'à remplissage total de la matrice. La mise en forme expérimentale à échelle réduite a été réalisée sur le démonstrateur instrumenté du LAMPA. La comparaison des résultats numériques et expérimentaux permet de vérifier le modèle numérique et de disposer d'un outil de prédiction fiable des lois de pressions pour la réalisation de pièces industrielles.

Ce modèle numérique validé à échelle réduite a été ensuite utilisé pour la simulation numérique de la mise en forme par fluage du panneau double courbure à l'échelle réelle. Les résultats numériques de cette simulation montrent que : (i) la tôle martyre en alliage A7475 est sollicitée dans des limites raisonnables (en dessous de sa déformation à la rupture) et permet la mise en forme de la tôle en AW551 (ii) la tôle en AW551 se déforme sous son poids propre lors de la phase de chauffage et (iii) le rôle de la tôle martyre est d'assurer la déformation totale de la pièce étudiée.

La mise en forme expérimentale de la tôle à double courbure à l'échelle industrielle a été réalisée en tenant compte des spécifications de température et de la loi de pression prédite par la simulation numérique. Les formes obtenues semblent être en bonne adéquation avec les résultats obtenus à échelle réduite. L'analyse détaillée des résultats est en cours et s'inscrit dans les perspectives de ces travaux de thèse.

Conclusion et perspectives

Conclusion

La simulation numérique d'un procédé fait partie intégrante du processus de fabrication d'une pièce complexe. Elle permet, en effet, de mettre en place et/ou d'optimiser une gamme de fabrication en visualisant la réponse du matériau à une mise en forme réalisée sous des conditions thermomécaniques spécifiques. Toutefois, la qualité de prédiction d'un tel outil numérique est fortement dépendante du modèle matériau utilisé.

Les travaux de thèse présentés dans ce mémoire s'inscrivent dans cette problématique avec le développement d'outils numériques capables de prédire la mise en forme de panneaux double courbure de grandes dimensions par deux procédés (Hot Forming et Creep Forming). Deux alliages d'aluminium (2050 et AW551) ont ainsi été caractérisés dans des conditions représentatives de chaque procédé puis modélisés.

La caractérisation du comportement des deux alliages a été menée à la température de mise en forme de chaque alliage, soit : une température de revenu pour l'alliage 2050 (150°C) et une température de mise en solution pour l'alliage AW551 (350°C). La machine Gleeble 3500 du LAMPA a été utilisée pour la réalisation de toute la campagne expérimentale. Différents types d'essais ont été conduits afin d'étudier les phénomènes susceptibles d'apparaître lors de la mise en forme de chaque alliage. Les résultats obtenus ont montré que :

- L'alliage 2050 présente un comportement élasto-viscoplastique marqué par une faible viscosité, une anisotropie présentant un coefficient de Lankford de 1.53, un écrouissage dans le domaine plastique, un effet Bauschinger, une relaxation dite à seuil et une rupture ductile.
- L'alliage AW551 présente un comportement élasto-viscoplastique marqué par une forte viscosité, une anisotropie présentant un coefficient de Lankford de 1.69, un adoucissement dans le domaine plastique et une rupture ductile.

À partir de ces analyses, une modélisation du comportement a été proposée. Un modèle élasto-viscoplastique incluant le critère anisotrope de Hu2005, l'écrouissage isotrope de Balieu, l'écrouissage cinématique de Prager et une loi de viscosité du type sinus hyperbolique a été implémenté dans le code de calcul ABAQUS via une subroutine utilisateur (UMAT 3D). La simulation des essais constitutifs réalisés sur chaque alliage lors de la phase de caractérisation du comportement a permis de mettre en évidence que : (i) le critère de Hu2005 conduit à une meilleure prédiction de l'anisotropie que le critère de Hill48, (ii) la loi de viscosité en sinus hyperbolique permet de reproduire le comportement visqueux de l'alliage qu'il soit prononcé ou pas, (iii) l'équation de Balieu est capable de reproduire le phénomène d'écrouissage comme d'adoucissement, (iv) l'équation de Prager permet de prédire relativement correctement l'effet Bauschinger et (v) le modèle ne permet pas de reproduire des phénomènes de fluage/relaxation lorsque le niveau de contrainte se situe à l'intérieur du domaine délimité par la surface de charge.

Une modification du modèle a alors été réalisée en incluant dans la subroutine un modèle viscoélastique (basé sur une loi en sinus hyperbolique) afin de décrire les phénomènes de fluage/relaxation. Les résultats ont montré que : (i) la modification permet de décrire du fluage ou de la relaxation quand le niveau de contrainte est inférieur à la limite d'élasticité, (ii) la loi en sinus hyperbolique ne permet pas de décrire correctement la relaxation et (iii) l'utilisation du modèle 3D sur des tôles fines conduit à des temps CPU relativement longs en raison de la finesse du maillage. La problématique de mise en forme par fluage de tôles fines ne concernait que l'alliage AW551. Elle a été résolue en développant une subroutine utilisateur (CREEP) adaptée à l'analyse de comportements visqueux pour des modèles en éléments coques. Les résultats ont montré une bonne corrélation entre le comportement en fluage mesuré expérimentalement et les résultats numériques obtenus avec ce modèle.

La simulation numérique de la mise en forme des différents cas tests a pu être réalisée sous ABAQUS, en reproduisant au mieux les conditions industrielles. Trois études ont été conduites. La première étude portait sur la mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050 sur démonstrateur industriel en utilisant un cycle permettant d'enchainer des séquences constituées chacune d'une étape de mise en forme suivie par une étape de relaxation. La deuxième étude était sur la mise en forme par emboutissage de l'alliage AW551 sur démonstrateur industriel en une seule étape de formage. La dernière étude portait sur la mise en forme par fluage de l'alliage AW551 à l'aide d'une tôle martyre en alliage d'aluminium 7475 sur un dispositif de laboratoire à échelle réduite et sur un démonstrateur industriel.

En comparant les résultats expérimentaux et numériques obtenus avec les deux approches pour chaque procédé, il a été constaté :

- Une bonne prédiction de l'effort appliqué par le poinçon, du retour élastique et de la forme finale de la pièce lors de la mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050 à sa température de revenu (soit 150°C) avec le modèle élasto-viscoplastique développé (viscoélasticité inclus). Ce dernier modèle est donc capable d'enchainer une étape de mise en forme avec une étape de relaxation.
- Une bonne adéquation entre les résultats expérimentaux et numériques, en termes d'effort exercé par le poinçon, de retour élastique et de forme finale de la pièce, lors de la mise en forme par emboutissage de l'alliage AW551 à sa température de mise en solution (soit 350°C) avec le modèle élasto-viscoplastique. Ces résultats doivent être toutefois confirmés par un modèle numérique ayant un maillage raffiné comme dans le cas de l'alliage 2050.
- Un bon accord entre les résultats expérimentaux et numériques, en termes de déplacement du sommet du dôme de la tôle martyre et de forme finale de la pièce lors de la mise en forme du démonstrateur à échelle réduite par fluage de l'alliage AW551 à sa température de mise en solution (soit 350°C) avec la loi sinus hyperbolique implémenté via une subroutine CREEP. Faute de temps, la simulation numérique du démonstrateur industriel n'a pas pu être validée par comparaison avec les données issues du formage de la pièce.

Finalement, ces travaux auront permis de mettre en place des outils numériques capable de prédire les efforts de mise en forme, le retour élastique et la forme de la pièce finale obtenue lors de la mise en forme à chaud de panneaux double courbure de grandes dimensions suivant deux procédés (Hot Forming et Creep Forming). Une comparaison des champs de contraintes résiduelles au sein des pièces formées reste toutefois à réaliser afin de valider définitivement les outils développés.

Perspectives

Dans la continuité de ces travaux de thèse, il faudrait, dans un premier temps, réaliser une comparaison des niveaux de contraintes résiduelles générés afin de valider définitivement les outils numériques mis en place.

Dans un deuxième temps, il faudrait remplacer le modèle d'écrouissage cinématique de Prager par un modèle non linéaire du type Chaboche dans le but d'améliorer la prédiction. Il faudrait aussi par la suite : (i) optimiser les paramètres de Hu2005 pour mieux prédire le comportement anisotrope et (ii) identifier l'écrouissage isotrope de Balieu sur une plage de déformation plus importante afin d'éviter la divergence des contraintes lors du chargement cyclique.

Dans un troisième temps, le modèle élasto-viscoplastique « modifié », écrit pour modéliser des comportements 3D, pourra être adapté aux modèles 2D afin de pouvoir l'utiliser dans toutes les configurations.

Il faudrait ensuite réaliser la comparaison des résultats numériques de la mise en forme par fluage du démonstrateur industriel en AW551 avec les résultats expérimentaux avec le modèle utilisant la subroutine (CREEP) et le futur modèle 2D de la subroutine UMAT décrivant le comportement unifié.

Il serait également intéressant de mettre au point sur la machine Gleeble, un dispositif de traction-compression à chaud ou équivalent pour tôles fines afin de caractériser l'écrouissage cinématique sur l'alliage AW551, phénomène qui n'a pas pu être pris en compte dans les simulations réalisées.

Dans un quatrième temps, il serait possible de prendre en compte le phénomène d'endommagement dans le modèle matériau pour pouvoir prédire la rupture de la pièce. Un modèle couplé de type Gurson-Tvergaard-Needleman (GTN) pourrait être envisagé afin de reproduire la rupture ductile des deux alliages.

Bibliographie

A.W.Zhu & Jr., E. S., 2001. Materials aspects of age-forming pf Al-xCu alloys. *Journal of Materials Processing Technology,* Volume 354-358, p. 117.

Adam, L. & Ponthot, J.-P., 2003. A coupled thermo-viscoplastic formulation at finite strains for the numerical simulation of superplastic forming. *Journal of Materials Processing Technology,* 139(1-3), pp. 514-520.

ADIAMIX, 2002. [En ligne]
Available at: http://adiamix.com/emboutissage-pieces-electromenager/
[Accès le 10 Mai 2016].

Amaral, R. et al., 2016. *Evaluation of ductile failure models in Sheet Metal Forming.* Troyes: MATEC Web of Conferences, NUMIFORM2016.

Aoura, Y., 2004. *Contribution à la modélisation du comportement superplastique des alliages métalliques pour les procédés de mise en forme,* Angers: Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

ArcelorMittal, 2006. *Europe product catalogue- Automotive.* [En ligne]
Available at: http://automotive.arcelormittal.com/europe/products/DS/DD/FR
[Accès le 10 Mai 2016].

Armstrong, P. J. & Frederick, C., 1966. *A mathematical representation of the multiaxial bauschinger effect,* s.l.: CEGB Report No. RD/B/N 731.

Ashtiani, H. R., Parsa, M. H. & Bisadi, H., 2012. Constitutive equations for elevated temperature flow behavior of commercial purity aluminum. *Materials Science and Engineering: A,* Volume 545, pp. 61-67.

Badreddine, H., 2006. *Elastoplasticité anisotrope endommageable en transformations finies. Aspects théoriques, numériques et applications,* Troyes: s.n.

Bäker, M., 2006. Finite element simulation of high-speed cutting forces. *journal of materials processing technology,* 172(1), pp. 117-126.

Balieu, R. et al., 2013. A fully coupled elastoviscoplastic damage model at finite strains for mineral filled semi-crystalline polymer. *International Journal of Plasticity,* Volume 51, pp. 241-270.

Balieu, R. et al., 2014. Non-associated viscoplasticity coupled with an integral-type nonlocal damage model for mineral filled semi-crystalline polymers. *Computers and Structures,* Volume 134, pp. 18-31.

Barlat, F. et al., 2005. Linear transformation-based anisotropic yield functions. *International journal of plasticity,* 21(5), pp. 1009-1039.

Barlat, F. et al., 2003. Plane stress yield function for aluminium alloy sheets-Part1: Theory. *International journal of plasticity,* 19(9), pp. 1297-1319.

Barlat, F., Lege, D. J. & Brem, J. C., 1991. A six-component yield function for anisotropic materials. *International journal of plasticity,* 7(7), pp. 693-712.

Barlat, F. et al., 1997. Yield function development for aluminium alloy sheets. *Journal of the mechanics and physics of solids,* 45(11-12), pp. 1727-1763.

Becker, R. C., 1998. *Private information.* Pennsylvania: Alcoa Technical Center.

Belchior, J. et al., 2011. *Approche coupl´ee mat´eriau/structure machine : application au formage incrémental.* Besançon: Congrés Francais de mécanique.

Besson, J., 2004. *Endommagement et rupture.* s.l.:Ecole des Mines.

Betten, J., 2008. *Creep Mechanics.* Berlin: Springer.

Bodner, S. R. & Partom, Y., 1975. Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials. *Journal of Applied Mechanics,* 42(2), pp. 385-389.

Boude, S., 1994. *Maîtrise du procédé de formage superplastique et réalisation d'une installation pilote,* Nantes: s.n.

Bridgman, P. W., 1964. *Studies in large plastic flow and fracture with special emphasis on the effects of hydrostatic pressure,* Cambridge: MA : Harvard University Press.

Bron, F., 2004. *Déchirure ductile des tôles minces en alliage d'aluminium 2024 pour application aéronautique ,* Paris: Mines de Paris.

Brown, S. B., 1987. *An internal variable constitutive model for the hot working of metals,* s.l.: MIT USA.

Bunge, H. J., 1982. *Texture analysis in materials science.* London: Butterworth & Co (Publishers).

Calamaz, M., 2008. *Approches expérimentale et numérique de l'usinage à sec de l'alliage aéronautique TA6V,* Bordeaux: Université de Bordeaux.

Chaboche, J.-L., 2009. *Elasto-Viscoplasticity.* Athens: Nonlinear Computational Mechanics.

Chaboche, J. L., 1989. Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International journal of plasticity,* Volume 5, pp. 247-302.

Chaboche, J. L., 2003. Thermomechanics of local state : Overall Aspects and Micromechanics Based Constitutive Relations. *Technische Mechanik,* 23(2-4), pp. 113-129.

Chaboche, J. L., 2008. A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories. *International Journal of Plasticity,* 24(10), pp. 1642-1693.

Chen, J. F., Jiang, J. T., Zhen, L. & Shao, W. Z., 2014. Stress relaxation behavior of an Al–Zn–Mg–Cu alloy in simulated age-forming process. *Journal of Materials Processing Technology,* Volume 214, pp. 775-783.

Chen, W. & Feng, M., 2015. A study of a cyclic viscoplasticity model based on hyperbolic sine form for the inelastic strain rate. *International Journal of Mechanical Sciences,* Volume 101, pp. 155-160.

Cho, K. K. et al., 1999. Effects of grain shape and texture on the yield strength anisotropy of Al-Li alloy sheet. *Scriptia Materialia,* 40(6), pp. 651-657.

Chu, C. & Needleman, A., 1980. Void nucleation effects in biaxially stretched sheets. *Journal of engineering materials and technology,* 102(3), pp. 249-256.

Cockcroft, M. & Latham, D., 1968. Ductility and workability of metals. *Journal of the institute of metals,* Volume 96, pp. 33-39.

D.Bakavos, P.B.Prangnell & R.Dif, 2004. *A comparaison of the effect of age forming on the precipitation behaviour in 2xxx, 6xxx and 7xxx aerospace alloys, in: proceedings of the Ninth International Conference on Aluminium Alloy (ICAA9).* Brisbane, Australia, s.n., pp. 124-131.

Decultot, N., 2009. *Formage incrémentale de tôle d'aluminium : étude de procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement,* Bordeaux: Université de Bordeaux.

Dubost, B. & Sainfort, P., 1991. *Durcissement par précipitation das alliages d'aluminium.* M240 éd. s.l.:Techniques de l'ingénieur.

Dursun, T. & Soutis, C., 2014. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. *Materials and Design,* Volume 56, pp. 862-871.

Gildemyn, E., 2008. *Caractérisation des procédés de fabrication de pièces de sécurité automobile. Optimisation multiobjectifs de la mise en forme,* Angers: Ecole Nationale Supérieur d'Arts et Métiers.

Goijaerts, A. M., Govaert, L. E. & Baaijens, F. P. T., 2001. Evaluation of ductile fracture models for the different metals in blanking. *Journal of materials processing technology,* 110(3), pp. 312-323.

Gronostajski, Z., 2000. The constitutive equations for FEM analysis. *Journal of materials processing technology,* Volume 106, pp. 40-44.

Gurson, A. L., 1977. Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I – Yiel criteria and flow rules for porous ductile media. *Journal of engineering materials and technology,* 99(1), pp. 2-15.

Hami, A. E. et al., 2013. *Les avantages et les inconvénients de l'emboutissage des métaux,* s.l.: UNIT et INSA de Rouen.

Hershey, A. V., 1954. The plasticity of an isotropic aggregate of anisotropic face centred cubic crystals. *J. Appl. Mech. Trans. ASME,* Volume 21, pp. 241-249.

Heyn, E., 1903. Short Reports from the Metallurgical Laboratory of the Royal Mechanical and Testing Institute of Charlottenburg. *Metallographist,* Volume 5, pp. 37-64.

Hill, R., 1948. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Mathematical, physical and engineering sciences,* 193(1033), pp. 281-297.

Hill, R., 1990. Constitutive modelling of orthotropic plasticity in sheet metals. *Journal of the mechanics and physics of solids,* 38(3), pp. 405-417.

Hollomon, J. H., 1945. Tensile deformation. *Trans. AIME,* Volume 162, pp. 268-290.

Holman, M. C., 1989. Autoclave age forming large aluminium aircraft panels. *Journal of Mechanical Working Technology,* Volume 477-488, p. 20.

Hor, A., 2011. *Simulation physique des conditions thermomécanique de forgeage et d'usinage-caractérisation et modélisation de la rhéologie et de l'endommagement,* Angers: Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

Hosford, W. F., 1972. A generalized isotropic yield criterion. *J. Appl. Mech. Trans. ASME,* Volume 39, pp. 607-609.

Hu, W., 2005. An orthotropic yield criterion in a 3-D general stress state. *International Journal of Plasticity,* Volume 21, pp. 1771-1796.

Hu, W., 2005. An orthotropic yield criterion in a 3-D general stress state. *International Journal of Plasticity,* Volume 21, pp. 1771-1796.

Johnson, G. R. & Cook, W. H., 1983. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *In Proc. 7th Int. Symp. on ballistics.*

Johnson, G. R. & Cook, W. H., 1985. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering fracture mechanics,* 21(1), pp. 31-48.

Karafillis, A. P. & Boyce, M. C., 1993. A general anisotropic yield criterion using bounds and a transformation weighting tensor. *Journal of the mechanics and physics of solids,* 41(12), pp. 1859-1886.

Krairi, A. & Doghri, I., 2014. A thermodynamically-based constitutive model for thermoplastic polymers coupling viscoelasticity, viscoplasticity and ductile damage. *International Journal of Plasticity,* Volume 60, pp. 163-181.

Leacock, A. G., 2006. A mathematical description of orthotropy in sheet metals. *Journal of the mechanics and physics of solids,* 54(2), pp. 425-444.

Lemaitre, J., 1985. A continuous damage mechanics model for ductile fracture. *Journal of engineering of materials and technology,* 107(1), pp. 83-89.

Lequeu, P., Smith, K. P. & Daniélou, A., 2010. Aluminum-Copper-Lithium alloy 2050 Developed for Medium to Thick Plate. *Journal of Material Engineering and performance,* 19(6), pp. 841-847.

Li, J. et al., 2012. Flow behavior modeling of the 7050 aluminium alloy at elevated temperatures considering the compensation of strain. *Materials and design,* Volume 42, pp. 369-377.

Lin, Y. C., Xia, Y.-C., Chen, X.-M. & Chen, M.-S., 2010. Constitutive descriptions for hot compressed 2124-T851 aluminum alloy over a wide range of temperature and strain rate. *Computational materials science,* 50(1), pp. 227-233.

Lin, Y. C. et al., 2012. High-temperature creep behavior of Al-Cu-Mg alloy. *Materials science and engineering A,* Volume 550, pp. 125-130.

Ludwik, P., 1909. *Elemente der technologischen mechanik.* Berlin: Springer Verlag.

Lurdos, O., 2008. *Loi de comportement et recristallisation dynamique : approches empirique et physique ,* Saint-Etienne: Ecole nationale supérieure des mines de Saint-Etienne.

Mahelle, P., 2007. *Caractérisation expérimentale et numérique du comportement d'assemblages soudés soumis à des sollicitations quasi-statiques et dynamiques,* Valenciennes: Thèse de doctorat.

Maximov, J. T., Duncheva, G. V., Anchev, A. P. & Ichkova, M. D., 2014. Modeling of strain hardening and creep behaviour of 2024T3 aluminium alloy at room and high temperatures. *Computational materials science,* Volume 83, pp. 381-393.

McClintock, F. A., 1968. A criterion for ductile fracture by growth of holes. *Journal of applied mechanics,* 35(2), pp. 363-371.

METAFOR, 2012. *Formage avancé des alliages basse densité pour application aéronautique.* Nantes: Dossier de soumission du projet.

Mises, R. v., 1913. Mechanics of solid bodies in the plastically-deformable state. *Math.- phys. Klasse,* Volume 4, pp. 582-592.

Montheillet, F., 1996. *Métallurgie en mise en forme à froid.* M3030 éd. Saint-étienne: Techniques de l'ingénieur.

Montheillet, F., 2009. *Métallurgie en mise en forme à chaud.* M3031 éd. Saint-étienne: Techniques de l'ingénieur.

Nahshon, K. & Hutchinson, J. W., 2008. Modification of the Gurson model for shear failure. *European journal of mechanics A/Solids,* Volume 27, pp. 1-17.

Noble, B., Harris, S. J. & Dinsdale, K., 1982. The elastic modulus of aluminium-lithium alloys. *Journal of materials science,* Volume 17, pp. 461-468.

Ojediran, S. O. & Ajaja, O., 1988. The Bailey-Orowan equation. *Journal of materials science,* Volume 23, pp. 4037-4040.

Oyane, M., Sato, T., Okimoto, K. & Shima, S., 1980. Criteria for ductile fracture and their applications. *Journal of mechanical working technology,* 4(1), pp. 65-81.

Perzyna, P., 1963. The constitutive equations for rate sensitive plastic materials. *Quarterly of Applied Mathematics,* 20(4), pp. 321-332.

Perzyna, P., 1971. Thermodynamic theory of viscoplasticity. *Advances in Applied Mechanics,* Volume 11, pp. 313-354.

Pink, R., 2016. [En ligne]
Available at: http://republic.pink/effet-bauschinger_599884.html
[Accès le 15 Juillet 2016].

Pipard, J.-M., 2012. *Modélisation du comportement élasto-viscoplastique des aciers multiphasés pour la simulation de leur mise en forme,* s.l.: s.n.

Prager, W., 1949. Recent developments in the mathematical theory of plasticity. *Journal of applied mechanics,* Volume 20, p. 235.

Prager, W., 1955. The theory of plasticity : a survey of recent achievements. *Proceedings of the institution of mechanical engineers,* Volume 169, pp. 41-57.

Prager, W., 1958. *Problèmes de plasticité théorique.* Paris: Dunod.

Remouchamps, A., Bruyneel, M., Fleury, C. & Grihon, S., 2011. Application of a bi-level scheme including topology optimization to the design of an aircraft pylon. *Structural and multidisciplinary optimization,* 44(6), pp. 739-750.

Rice, J. R. & Tracey, D. M., 1969. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. *Journal of the mechanics and physics of solids,* 17(3), pp. 201-217.

Robert, C., 2009. *Contribution à la simulation numérique des procédés de mise en forme - Application au formage incrémental et au formage superplastique,* Angers: Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers.

Saint-Antonin, F., 1995. *Essais de fluage.* M140 V3 éd. Saint-Denis: Techniques de l'ingénieur.

Srivastava, V. et al., 2004. Low stress creep behaviour of 7075 high strength aluminium alloy. *Materials Science and Engineering: A,* 382(1-2), pp. 50-56.

Swift, H. W., 1952. Plastic instability under plane stress. *Journal of the mechanics and physics of solids,* Volume 1, pp. 1-18.

Szabo, L., 2001. *Private commmunication at Euromech Colloquium430, Formulations and Constitutive Laws for Very Large Strains.* Prague, Czech Republic: s.n.

Taherizadeh, A., Ghaei, A., Green, D. E. & Altenhof, W. J., 2009. Finite element simulation of springback for a channel draw process with drawbead using different hardening models. *International Journal of Mechanicals Sciences,* Volume 51, pp. 314-325.

Tang, B., Lu, X., Wang, Z. & Zhao, Z., 2010. Springback investigation of anisotropic aluminium alloy sheet with a mixed hardening rule and Barlat yield criteria in sheet metal forming. *Materials and design,* 31(4), pp. 2043-2050.

TopSolid, 2015. [En ligne]
Available at: http://www.topsolid.fr/actualites/communiques-de-presse/detail/forming-technologies-inc-fournit-une-solution-de-simulation-demboutissage-pour-les-clients-topso-1.htm
[Accès le 10 Mai 2016].

Tvergaard, V. & Needleman, A., 1984. Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metallurgica,* 32(1), pp. 157-169.

Vautrot, M., 2012. *Etude du comportement mécanique des matériaux dans des conditions étendues de vitesses et de températures : application à l'acier C68 dans le cas d'une opération de formage incrémental,* Grenoble: Université de Grenoble.

Verlinden, B., Driver, J., Samajdar, I. & Doherty, R. D., 2007. *Thermomechanical processing of metallic materials.* Oxford: ELSEVIER.

Voce, E., 1948. The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. *Journal of the institute of metals,* Volume 74, pp. 537-562.

Voyiadjis, G. Z., Al-Rub, R. K. A. & Palazzotto, A. N., 2004. Thermodynamic framework for coupling non-local viscoplasticity and non-local anisotropic viscodamage for dynamic localization problems using gradient theory. *International Journal of Plasticity,* Volume 20, pp. 981-1038.

Wierzbicki, T., Bao, Y., Lee, Y.-W. & Bai, Y., 2005. Calibration and evaluation of seven fracture models. *International journal of mechanics sciences,* 47(4-5), pp. 719-743.

Wilkins, M., RD, S. & JE, R., 1980. *Cumulative-strain-damage model of ductile fracture: simulation and prediction of engineering fracture test,* s.l.: Rapport technique UCRL-53058, Lawrence Livermore National Laboratory.

Xue, L., 2007. Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids subject to triaxial loading. *International Journal of Solids and Structures,* Volume 44, pp. 5163-5181.

Xue, L., 2008. Constitutive modeling of void shearing effect in ductile fracture of porous materials. *Engineering fracture mechanics,* 75(11), pp. 3343-3366.

Zener, C. & Hollomon, J. H., 1944. Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *Journal of applied physics*, Volume 15, pp. 22-32.

Zeng, Y., Huang, X. & Huang, S., 2008. The research situation and the developing tendency of creep age forming technology. *Journal of Plasticity Engineering*, Volume 1-8, p. 15.

Zerilli, F. J. & Armstrong, R. W., 1987. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of applied physics*, 61(5), pp. 1816-1825.

Liste des figures

Figure I-1 : Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage 2050-T34 4
Figure I-2 : Figures de pôles obtenues pour l'alliage d'aluminium 2050-T34 : (a) ¼ de la tôle et (b) ½ de la tôle 5
Figure I-3 : Évolution de la micro-dureté normalisée en fonction de l'épaisseur dans la tôle en 2050 ... 6
Figure I-4 : Principe de la mesure fréquentielle du module d'Young 6
Figure I-5 : Évolution du module d'Young normalisé en fonction de la température 7
Figure I-6 : Evolution de la dureté normalisée en fonction du temps de revenu 7
Figure I-7 : Images en microscopie optique de la microstructure de l'alliage AW551-T3 8
Figure I-8 : Évolution du module d'Young normalisé de l'alliage AW551 en fonction de la température 9
Figure I-9 : Évolution de la micro-dureté moyenne normalisée en fonction de milieux de trempe 10
Figure I-10 : Exemples de pièces obtenues par emboutissage 11
Figure I-11 : Procédé de mise en forme par emboutissage 11
Figure I-12 : Procédé de mise en forme par fluage 12
Figure I-13 : Partie de la casquette double courbure 13
Figure I-14 : Approches adoptées pour la fabrication de la pièce prototype 14
Figure II-1 : Types de dislocations : a) Vis, b) Coin et c) Mixte (Gildemyn, 2008) 16
Figure II-2 : Représentation du critère de von Mises dans l'espace des contraintes principales 17
Figure II-3 : Aptitude de prédiction du comportement anisotrope de l'alliage Al6111-T4 donnée par le critère Yld-2004-18p (Barlat, et al., 2005) 20
Figure II-4 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'alliage d'aluminium 2090-T3 (Hu, 2005) 21
Figure II-5 : Représentation schématique (Montheillet, 1996) et observation MET (Verlinden, et al., 2007) des modifications microstructurales subies au cours de la déformation à froid 22
Figure II-6 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à forte énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009) 23
Figure II-7 : Courbe contrainte-déformation des métaux ou alliages à faible énergie d'empilement dans le domaine de la mise en forme à chaud (Montheillet, 2009) 23
Figure II-8 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la restauration (Verlinden, et al., 2007) 24
Figure II-9 : Évolution de la microstructure durant la déformation à chaud d'un matériau subissant de la recristallisation (Verlinden, et al., 2007) 24
Figure II-10 : Illustration des principaux types d'écrouissage en espace tridimensionnel de contraintes 25
Figure II-11 : Comparaison entre les lois d'écrouissage et les résultats expérimentaux obtenus à partir d'un essai de traction sur un alliage d'aluminium AA5086 (Belchior, et al., 2011) 26
Figure II-12 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques (basé sur le modèle de Balieu) d'un essai de traction d'un polypropylène avec différentes vitesses de déformation 27
Figure II-13 : Comparaison entre la simulation numérique sur ABAQUS de 4 modes d'écrouissage et les résultats expérimentaux de l'alliage d'aluminium 6022-T4 28
Figure II-14 : Comparaison entre les résultats de simulation numériques et expérimentaux de la mise en forme de l'alliage 6022-T4 28
Figure II-15 : Différentes stades de fluage 29
Figure II-16 : Schéma d'une structure cellulaire (Saint-Antonin, 1995) 30
Figure II-17 : Comparaison du modèle constitutif (model) avec des résultats expérimentalement et avec les résultats numériques de la simulation de l'essais de fluage (FE simulation) de l'alliage 2024-T3 (Maximov, et al., 2014) 30
Figure II-18: Comparaisons entre les résultats de prédiction et expérimentaux du fluage de l'alliage Al-Cu-Mg à 260°C pour différentes contraintes 31
Figure II-19 : Modèles rhéologiques 33
Figure II-20 : Comparaison entre un résultat expérimental et le modèle d'Arrhenius pour l'alliage d'aluminium 7050 34

Figure II-21 : Différents modes de rupture macroscopiques (Besson, 2004)..... 35
Figure II-22 : Processus de l'endommagement ductile : (a) germination, (b) croissance, (c) coalescence 36
Figure II-23 : Schémas des principaux types de cavitation (Saint-Antonin, 1995)..... 36
Figure II-24 : Coalescence des cavités le long des joints de grain (Saint-Antonin, 1995)..... 36
Figure II-25 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et la déformation à la rupture prédite par les sept critères de rupture pour l'alliage d'aluminium 2024-T351..... 38
Figure III-1 : (a) Gleeble 3500 et (b) Schéma de principe (Mahelle, 2007)..... 44
Figure III-2 : Dispositif de fixation pour les essais de : (a) Traction des éprouvettes plates, (b) Traction et relaxation des éprouvettes cylindriques et (c) Traction-Compression des éprouvettes cylindriques 44
Figure III-3 : (a) Extensomètre LVDT modèle 39060 et (b) C Gauge..... 45
Figure III-4 : Différentes formes d'éprouvettes testées : (a) Forme1, (b) Forme2, (c) Forme3 et (d) Forme4 46
Figure III-5 : Soudage de thermocouples sur l'éprouvette dans le sens longitudinal 46
Figure III-6 : Variation de la température en fonction de la géométrie : (a) avant déformation, (b) après déformation (0.4)..... 46
Figure III-7 : Évolution de la température avant et après déformation (40%) 47
Figure III-8 : (a) Microscope optique à lumière polarisée et (b) Microscope Électronique à Balayage (MEB)..... 48
Figure III-9 : (a) Prélèvement des éprouvettes cylindriques à partir de la tôle de 40mm de l'alliage 2050 et (b) Forme finale de l'éprouvette..... 49
Figure III-10 : Cycles de chauffage des tôles en 2050 (40mm) et en AW551 (2 et 40mm) 50
Figure III-11 : (a) Cycle lent pour AW551 extrait de la simulation, (b) Cycle lent avec T=10°C/s et tmain= 85 min 50
Figure III-12. Courbes contrainte-déformation obtenues à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} illustrant l'influence du temps de maintien et de la vitesse de chauffage sur le comportement de l'alliage AW551 51
Figure III-13 : Prélèvement des éprouvettes dans l'épaisseur de la tôle de l'alliage 2050..... 52
Figure III-14 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) avec pondération 52
Figure III-15 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et selon différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) 54
Figure III-16 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart de la tôle, (b) comparaison entre les résultats au quart et au milieu de la tôle 55
Figure III-17 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement : (a) au quart et au milieu de la tôle et (b) moyenne pondérée..... 56
Figure III-18 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage 2050 pour différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) et à une température de 150°C 56
Figure III-19 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 en fonction de la vitesse de déformation : (a) 10^{-1}, (b) 10^{-2} et (b) 5.10^{-3} s^{-1} à une température de 150°C..... 57
Figure III-20 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (150°C, 200°C et 250°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1}..... 58
Figure III-21 : Évolution de la microstructure de l'alliage 2050 à différentes températures :(a) 150, (b) 200 et (c) 250°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 58
Figure III-22 : Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage 2050 sous un chargement cyclique avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et à différents niveaux de déformation..... 59
Figure III-23 : Effet Bauschinger de l'alliage 2050..... 60
Figure III-24 : Évolution de la contrainte normalisée de l'alliage 2050 en fonction du temps à différents niveaux de déformation et à une température de 150°C..... 60
Figure III-25 : Schéma de mécanismes intervenant lors de la relaxation (Chen, et al., 2014)..... 61
Figure III-26 : Évolution de la dureté normalisée en fonction du temps de revenu à différents niveaux de déformation..... 61
Figure III-27 : Éprouvettes entaillées de traction pour l'alliage 2050..... 62

Figure III-28 : Géométrie des éprouvettes entaillées et valeurs du taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman 63
Figure III-29 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à la température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 63
Figure III-30 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) R=3mm, (b) R=8mm et (c) R=∞ obtenus à une température de 150°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 64
Figure III-31 : (a) Courbes contrainte-déformation normalisées de l'alliage AW551 selon différentes directions de prélèvement avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} et (b) Facies de rupture 65
Figure III-32 : Coefficient d'anisotropie normalisé pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) 66
Figure III-33 : Limite d'élasticité normalisée pour l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement et avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) 67
Figure III-34 : Courbes contrainte-déformation normalisées pour l'alliage AW551 suite à des essais de traction avec différentes vitesses de déformation (5.10^{-3}, 10^{-2} et 10^{-1} s^{-1}) 67
Figure III-35 : Courbes contrainte-déformation normalisées à différentes températures (300°C, 350°C et 400°C) avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 68
Figure III-36 : Géométrie des éprouvettes entaillées de l'alliage AW551 69
Figure III-37 : Courbes contrainte-déformation obtenues avec des éprouvettes entaillées à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 69
Figure III-38 : Faciès de rupture des éprouvettes entaillées : (a) R=2mm, (b) R=4mm, (c) R=10 mm et (d) R=∞ obtenus à une température de 350°C et avec une vitesse de déformation de 10^{-2} s^{-1} 70
Figure III-39 : Courbes de fluage et de vitesse de fluage normalisées de l'alliage AW551 à 350°C ... 71
Figure III-40 : Influence de la vitesse de chargement sur le comportement de fluage de l'alliage AW551 à une température de 350°C et à une contrainte de $0,48x\sigma_0$ 72
Figure III-41 : Influence de la direction de prélèvement à 350°C et à une contrainte de $0,25x\sigma_0$ 72
Figure III-42 : Courbes de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures : (a) 250°C, (b) 200°C et (c) 150°C 73
Figure III-43 : Faciès de rupture obtenus après l'essai de fluage à différentes températures : (a) 350°C, (b) 250°C, (c) 200°C et (d) 150°C 74
Figure IV-1 : Algorithme UMAT 78
Figure IV-2 : Algorithme de retour radial 79
Figure IV-3 : Modèle numérique de l'éprouvette Gleeble pour l'alliage 2050 80
Figure IV-4 : Comparaison des données numériques obtenues avec le modèle élasto-plastique aux données expérimentales obtenues lors d'essais de traction à différentes vitesses de déformation sur l'alliage 2050 81
Figure IV-5 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique 82
Figure IV-6 : Comparaison entre les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité expérimentaux et numériques de l'alliage 2050 obtenus selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) 82
Figure IV-7 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus avec des essais de traction-compression sur l'alliage 2050 à différents niveaux de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique 83
Figure IV-8 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus par des essais de traction sur l'alliage AW551 à différentes vitesses de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique 84
Figure IV-9 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage AW551 suivant différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-plastique 85
Figure IV-10 : Comparaison entre les coefficients d'anisotropie et les limites d'élasticité expérimentaux et numériques de l'alliage AW551 obtenus selon les différentes directions de prélèvement (0°, 45° et 90°) 85
Figure IV-11 : Principe adopté pour l'identification 97

Figure IV-12 : Comparaison entre les résultats expérimentaux obtenus lors d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique 97
Figure IV-13 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage 2050 dans différentes directions et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique 98
Figure IV-14 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction-compression à différents niveaux de déformation sur l'alliage 2050 et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique 99
Figure IV-15 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage AW551 avec différentes vitesses de déformation et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique 100
Figure IV-16 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de traction sur l'alliage AW551 suivant différentes directions de prélèvements et les résultats numériques obtenus avec le modèle élasto-viscoplastique 101
Figure IV-17 : Modèle numérique pour la relaxation de l'alliage 2050 102
Figure IV-18 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de relaxation sur l'alliage 2050 à différents niveaux de déformation et les résultats numériques obtenus avec un modèle standard (modèle élasto-plastique couplé à un comportement visqueux) et le modèle élasto-viscoplastique modifié 103
Figure IV-19 : Modèle numérique pour le fluage de l'alliage AW551 105
Figure IV-20 : Comparaison entre les résultats expérimentaux issus d'essais de fluage sur l'alliage AW551 à différents niveaux de contraintes et les résultats numériques obtenus en appliquant les deux modèles de fluage (type Bailey-Norton et type sinus hyperbolique) 105
Figure V-1 : Presse IRT 109
Figure V-2 : (a) Matrice, (b) Poinçon et (c) Mise en place de la tôle dans l'outil 110
Figure V-3 : Position de thermocouples sur l'outil : (a) partie inférieure (Matrice) et (b) partie supérieure (Poinçon) 110
Figure V-4 : Cycle de mise en forme par emboutissage de l'alliage 2050 111
Figure V-5 : Évolution de l'effort expérimental du poinçon en fonction du temps 111
Figure V-6 : Évolution de la température sur la partie supérieure (Poinçon) et inférieure de l'outil (Matrice) 112
Figure V-7 : Pièce déformée expérimentalement 112
Figure V-8 : (a) Pièce obtenue avec la machine de mesure tridimensionnelle et (b) Comparaison entre les courbures de la pièce déformé et la matrice 112
Figure V-9 : Modèle numérique développé pour la simulation de la mise en forme par emboutissage 113
Figure V-10 : Évolution de l'effort numérique en fonction du temps selon l'approche adoptée 114
Figure V-11 : Retour élastique après mise en forme et relaxation avec les deux approches : (a) Modèle élasto-viscoplastique modifié et (b) Modèle élasto-plastique 114
Figure V-12 : Comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique (avec les deux approches) de l'effort appliqué par le poinçon 115
Figure V-13 : (a) Séquence 1, (b) Séquence 2, (c) Séquence 3 et (d) Séquence 4 116
Figure V-14 : Zones de contact expérimentales sur la surface supérieure de la tôle 116
Figure V-15 : Zones de contact sur la surface inférieure de la tôle, (a) résultat expérimental, (b) résultat numérique 116
Figure V-16 : Évolution numérique de l'effort avec la nouvelle stratégie 117
Figure V-17 : Évolution de la température sur la partie supérieure (Poinçon) et inférieure de l'outil (Matrice) 118
Figure V-18 : Évolution de l'effort poinçon au cours de la mise en forme de l'alliage AW551 118
Figure V-19 : Forme de la pièce obtenue et traces de contact sur la surface (a) supérieure et (b) inférieure de la tôle 119
Figure V-20 : (a) Pièce obtenue avec la machine de mesure tridimensionnelle et Comparaison entre les courbures de la pièce déformé et la matrice : (b) Courbure N°2 et (c) Courbure N°1 119

Figure V-21 : Comparaison entre l'évolution expérimentale et numérique (avec les deux approches) de l'effort appliqué par le poinçon 120
Figure V-22 : Comparaison entre les différentes formes de la pièce obtenues expérimentalement et numériquement avec les différents modèles étudiés 121
Figure V-23 : Comparaison entre les courbures expérimentales et numériques obtenues avec le modèle élasto-viscoplastique 122
Figure VI-1 : Principe de la mise en forme avec une tôle martyre 125
Figure VI-2 : Machine de gonflage de l'ENSAM (Boude, 1994) 126
Figure VI-3 : Capteur de déplacement (Boude, 1994) 126
Figure VI-4 : Modèle numérique de fluage à l'échelle réduite 127
Figure VI-5 : Correction proportionnelle proposée (Robert, 2009) 128
Figure VI-6 : Algorithme proportionnel (Robert, 2009) 128
Figure VI-7 : Résultats numériques de la mise en forme par fluage de la tôle en AW551 à l'échelle réduite 129
Figure VI-8 : Évolution en fonction du temps de mise en forme du : (a) déplacement du sommet du dôme, (b) contrainte et (c) déformation dans la tôle à déformer 130
Figure VI-9 : (a) Partie inférieure du four et (b) Éléments présents dans la zone de formage 131
Figure VI-10 : Pièces obtenues après la mise en forme par fluage avec la machine de gonflage 131
Figure VI-11 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques 132
Figure VI-12 : Modèle numérique de fluage à l'échelle réelle 133
Figure VI-13 : (a) Déformation de la tôle sous l'effet de son propre poids et (b) premier contact tôle/tôle martyre 134
Figure VI-14 : Résultats numériques de la mise en forme par fluage de la tôle en AW551 de la pièce industrielle 134
Figure VI-15 : Évolution en fonction du temps de mise en forme du : (a) déplacement du sommet du dôme, (b) contrainte et (c) déformation dans la tôle à déformer 135

Liste des tableaux

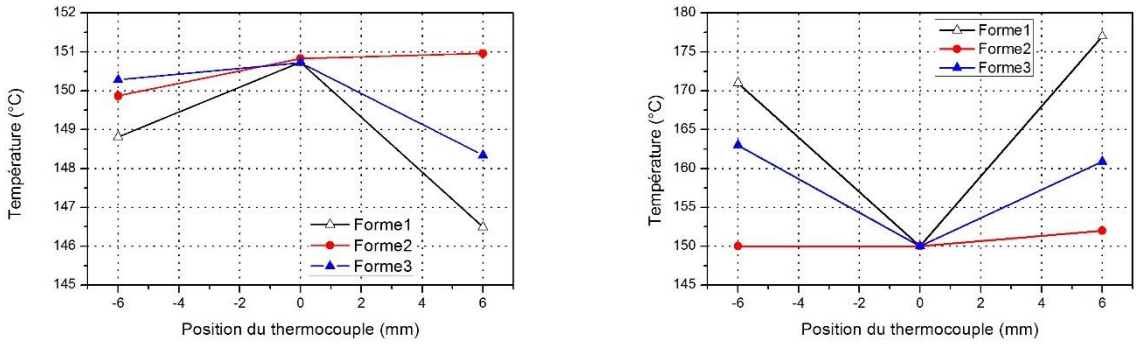
Tableau I-1 : Composition chimique de l'alliage 2050 (en %m) 3
Tableau I-2 : Taille des grains de l'alliage d'aluminium 2050-T34 4
Tableau I-3 : Propriétés mécaniques normalisés de l'alliage 2050-T34 à température ambiante..... 5
Tableau I-4 : Composition chimique de l'alliage AW551 (en %m) 8
Tableau I-5 : Taille des grains de l'alliage d'aluminium AW551 9
Tableau I-6 : Propriétés mécaniques normalisés de l'alliage AW551 à température ambiante..... 9
Tableau II-1 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différents critères de plasticité anisotrope 18
Tableau II-2 : Équations des paramètres matériau de Hu2005..... 21
Tableau II-3 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois de comportement.. 33
Tableau II-4 : Synthèse des résultats de prédiction donnés par les différentes lois d'endommagement37
Tableau II-5 : Modèles matériau choisis 40
Tableau III-1 : Essais nécessaires pour l'identification des paramètres des lois envisagées 43
Tableau III-2 : Résultats de mesure de la température avec les différentes formes d'éprouvette..... 47
Tableau III-3 : Résultats de mesure de la température avant et après déformation (40%)..... 47
Tableau III-4 : Les valeurs moyennes de coefficients d'anisotropie pondérés et normalisés de l'alliage 2050 selon les différentes directions de prélèvement..... 55
Tableau III-5 : Les valeurs moyennes des coefficients d'anisotropie normalisés de l'alliage AW551 selon les différentes directions de prélèvement..... 66
Tableau III-6 : Valeurs des taux de triaxialité calculées en utilisant la formule de Bridgman..... 69
Tableau III-7 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW551 à 350°C 71
Tableau III-8 : Conditions thermomécaniques des essais de fluage..... 73
Tableau III-9 : Principaux résultats des essais de fluage de l'alliage AW551 à différentes températures 73
Tableau IV-1 : Équations des paramètres matériau de Hu2005 79
Tableau IV-2 : Équations des paramètres matériau de Hill48..... 80
Tableau V-1 : Évolution du jeu de contact..... 115

Annexes

Annexe A : Homogénéité de la température pour l'alliage 2050

Afin de vérifier l'homogénéité de la température dans la zone utile, la même procédure que celle utilisée avec l'alliage AW551 a été adoptée pour l'alliage 2050 sur les trois premières formes des éprouvettes mais avec une épaisseur de 4 mm. Tous les essais ont été réalisés à la température de revenu de l'alliage (soit 150°C).

La Figure A-1 et le Tableau A-1 montrent les résultats obtenus pour les différentes formes d'éprouvettes (avant et après un taux de déformation de 36%).



(a) **(b)**

Figure A-1 : Variation de la température en fonction de la géométrie des éprouvettes de traction : (a) avant déformation, (b) après déformation (0.36)

Forme de l'éprouvette	Position du thermocouple (mm)	Température maximale avant déformation (°C)	Variation de la température	Température maximale après déformation (°C)	Variation de la température
Forme_1	-6	148.81	-3.5 °C	171	+27°C
	0	150.75		150	
	6	146.49		177	
Forme_2	-6	149.87	+3 °C	150	+2°C
	0	150.83		150	
	6	150.96		152	
Forme_3	-6	150.28	-2 °C	163	+13°C
	0	150.72		150	
	6	148.34		160.87	

Tableau A-1 : Résultats de mesure de la température avec les différentes formes d'éprouvette

En comparant les températures mesurées pour les différents cas, les résultats montrent que la deuxième forme conduit à une meilleure homogénéisation de la température (150±3°C) avant et après un taux de déformation de 36% sur une zone utile de 12 mm.

Comme l'homogénéité transversale de la température pour cette forme d'éprouvette a été vérifiée sur l'alliage AW551, il a été supposé que le comportement serait le même avec l'alliage 2050.

Annexe B : Détails des calculs pour le modèle élasto-plastique

La fonction de charge de Hu2005 est donnée par l'équation (1)

$$\begin{aligned} f = {} & X_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^4 + X_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3(\sigma_{22}-\sigma_{33}) + X_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 \\ & + X_4(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + X_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^4 + X_6\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right) \\ & \times\left[(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2+(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2-(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})\right] + X_7\left(\sigma_{12}^2+\sigma_{23}^2+\sigma_{31}^2\right)^2 - 1 = 0 \end{aligned} \tag{1}$$

Afin de se ramener à une expression analogue au critère de von Mises, on définit la fonction de charge à partir d'une pseudo-contrainte équivalente σ_{eqHU} écrite sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} \sigma_{eqHU} = {} & [\chi_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^4 + \chi_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3(\sigma_{22}-\sigma_{33}) + \\ & \chi_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + \chi_4(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + \\ & \chi_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^4 + \chi_6({\sigma_{12}}^2+{\sigma_{23}}^2+{\sigma_{31}}^2)\times[(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2+(\sigma_{22}- \\ & \sigma_{33})^2-(\sigma_{11}-\sigma_{33})(\sigma_{22}-\sigma_{33})]+\chi_7({\sigma_{12}}^2+{\sigma_{23}}^2+{\sigma_{31}}^2)^2]^{\frac{1}{4}} \end{aligned} \tag{2}$$

Dans cette expression, les χ_i sont des coefficients sans dimension calculés par la formule suivante :

$$\chi_i = \sigma_0^4 X_i \tag{3}$$

σ_0 est la limite d'élasticité en traction dans le sens de laminage et X_i les coefficients de la fonction de charge de Hu (équation (1)). Avec ce choix, la fonction seuil avec écrouissage isotrope est donnée par :

$$f(\sigma_{ij}) = \sigma_{eqHU(\sigma_{ij})} - \sigma_0 - R\left(\varepsilon^{pl}\right) \tag{4}$$

$R\left(\varepsilon^{pl}\right)$ est la fonction d'écrouissage isotrope qui dépend de la déformation plastique équivalente ε^{pl}. Les expressions des composantes de la normale à la surface de charge sont données par les équations suivantes.

$$\begin{aligned} n_1 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{11}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{ & 4\chi_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3 + 3\chi_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}- \\ & \sigma_{33}) + 2\chi_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})\times(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + \chi_4(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + \\ & \chi_6({\sigma_{12}}^2+{\sigma_{13}}^2+{\sigma_{23}}^2)\times[2(\sigma_{11}-\sigma_{33})-(\sigma_{22}-\sigma_{33})]\} \end{aligned} \tag{5}$$

$$\begin{aligned} n_2 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{22}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{ & \chi_2(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3 + 2\chi_3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}- \\ & \sigma_{33}) + 3\chi_4(\sigma_{11}-\sigma_{33})\times(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + 4\chi_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + \\ & \chi_6({\sigma_{12}}^2+{\sigma_{13}}^2+{\sigma_{23}}^2)\times[2(\sigma_{22}-\sigma_{33})-(\sigma_{11}-\sigma_{33})]\} \end{aligned} \tag{6}$$

$$\begin{aligned} n_3 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{33}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{ & -4\chi_1(\sigma_{11}-\sigma_{33})^3 - \chi_2[3(\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}- \\ & \sigma_{33}) + (\sigma_{11}-\sigma_{33})^3] - 2\chi_3[(\sigma_{11}-\sigma_{33})\times(\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + \\ & (\sigma_{11}-\sigma_{33})^2(\sigma_{22}-\sigma_{33})] - \chi_4[(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 + 3(\sigma_{11}-\sigma_{33})\times \\ & (\sigma_{22}-\sigma_{33})^2] - 4\chi_5(\sigma_{22}-\sigma_{33})^3 - \chi_6({\sigma_{12}}^2+{\sigma_{13}}^2+{\sigma_{23}}^2)\times \\ & (\sigma_{11}-\sigma_{33}) + (\sigma_{22}-\sigma_{33})\} \end{aligned} \tag{7}$$

$$n_4 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{12}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{2\chi_6\ \sigma_{12}\times[(\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})^2 + (\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})^2 - (\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})(\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})] + 4\chi_7\ \sigma_{12}(\ \sigma_{12}{}^2 + \ \sigma_{13}{}^2 + \ \sigma_{23}{}^2)\} \tag{8}$$

$$n_5 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{13}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{2\chi_6\ \sigma_{13}\times[(\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})^2 + (\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})^2 - (\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})(\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})] + 4\chi_7\ \sigma_{13}(\ \sigma_{12}{}^2 + \ \sigma_{13}{}^2 + \ \sigma_{23}{}^2)\} \tag{9}$$

$$n_6 = \frac{\partial f_{HU}}{\partial \sigma_{23}} = \frac{1}{4}\left(\frac{1}{\sigma_{eqHU}}\right)^3 \{2\chi_6\ \sigma_{23}\times[(\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})^2 + (\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})^2 - (\ \sigma_{11} - \ \sigma_{33})(\ \sigma_{22} - \ \sigma_{33})] + 4\chi_7\ \sigma_{23}(\ \sigma_{12}{}^2 + \ \sigma_{13}{}^2 + \ \sigma_{23}{}^2)\} \tag{10}$$

L'expression du multiplicateur plastique est déterminée à partir de la condition de consistance *df*=0.

$$df = \frac{\partial \boldsymbol{\sigma}_{HU}}{\partial \sigma} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{\partial f}{\partial R}\dot{R} \tag{11}$$

$$df = \boldsymbol{n} : \dot{\boldsymbol{\sigma}} + H_R \dot{p} \tag{12}$$

On sait que :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}} - \dot{\lambda}\boldsymbol{C} : \boldsymbol{n} \tag{13}$$

$$df = \boldsymbol{n} : \boldsymbol{C} : (\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}} - \dot{\lambda}\boldsymbol{n}) + \dot{\lambda}H_R \tag{14}$$

$$\dot{\lambda} = \frac{\boldsymbol{n} : \boldsymbol{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}}}{\boldsymbol{n} : \boldsymbol{C} : \boldsymbol{n} + H_R} \tag{15}$$

L'expression de l'incrément du multiplicateur plastique est obtenue avec la méthode de Newton Raphson.

$$f_{n+1}(\sigma_{HU}, R, \sigma_y) = f_n(\sigma_{HU}, R, \sigma_y) + \left(\frac{\partial f}{\partial \dot{\lambda}}\right)_n \delta\dot{\lambda} + \Theta(\dot{\lambda}) \tag{16}$$

En négligeant les termes d'ordres supérieurs $\Theta\,(\dot{\lambda})$ et sachant qu'on doit avoir $f_{n+1} = 0$, on tire l'incrément du multiplicateur plastique $\delta\dot{\lambda}$ comme suit :

$$\delta\dot{\lambda} = -\frac{f_n(\sigma_{HU}, R, \sigma_y)}{\left(\frac{\partial f}{\partial \dot{\lambda}}\right)_n} \tag{17}$$

$$\delta\dot{\lambda} = \frac{\boldsymbol{\sigma}_{HU} - R - \sigma_y}{\boldsymbol{n} : \boldsymbol{C} : \boldsymbol{n} - H_R} \tag{18}$$

Annexe C : Détails des calculs pour le modèle élasto-viscoplastique

Annexe C.1. Calcul de δU

Cette partie est consacrée au calcul de la variation de $U = sinh\left(\langle\frac{\sigma_{HU}^{n+1}\,(\,\xi_{ij})}{\sigma_y+R} - 1\rangle\right)$.

$$\delta U = \frac{\partial U}{\partial R}\delta R + \frac{\partial U}{\partial \xi_{ij}}\ \delta\xi_{ij} \tag{19}$$

$$\delta U_{n+1} = \frac{\partial U_{n+1}}{\partial R}\delta R + \frac{\partial U_{n+1}}{\partial \xi_{ij}}\ \delta\xi_{ij} \tag{20}$$

Calculons d'abord le produit $\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi}$

$$\delta\boldsymbol{\xi} = \mathbf{C}\Delta\mathbf{e}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\mathbf{C}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_{\alpha}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|}\mathbf{X}\right) \tag{21}$$

$$\delta\boldsymbol{\xi} = \mathbf{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\mathbf{C}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_{\alpha}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|}\mathbf{X}\right) \tag{22}$$

$$\frac{\partial}{\partial\boldsymbol{\xi}}(\sigma_{eqHU}^{n+1}) = \frac{\partial\sigma_{eqHU}^{essai}}{\partial\boldsymbol{\xi}} - \frac{1}{4}\delta\lambda^{vpl}\left\{\frac{\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3} - 3\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{essai}}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right\} \tag{23}$$

Écrivons le produit suivant :

$$\begin{aligned}\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = &\left[\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{essai}}{\partial\boldsymbol{\xi}} - \frac{1}{4}\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left\{\frac{\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3} - 3\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{essai}}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right\}\right]\times \\ &\left(\mathbf{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\mathbf{C}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_{\alpha}\mathbf{n}_{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|}\mathbf{X}\right)\right)\end{aligned} \tag{24}$$

Soit :

$$\begin{aligned}\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = &\left[\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}}\times\|\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{HU}}\|\left(1 + \frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right) - \frac{1}{4}\delta\lambda^{vpl}\frac{\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3}\right] : \\ &\left(\mathbf{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai} - \delta\lambda^{vpl}\left(\boldsymbol{C}\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{2}{3}C_{\alpha}\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|}\boldsymbol{X}\right)\right)\end{aligned} \tag{25}$$

$$\begin{aligned}&\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = \left(1 + \frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}}\times\|\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{HU}}\| : \left(\boldsymbol{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}} - \right. \\ &\left.3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai}\right) - \frac{1}{4}\delta\lambda^{vpl}\frac{\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^3} : \left(\boldsymbol{C} : \Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\boldsymbol{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai}\right) - \left(1 + \right. \\ &\left.\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\delta\lambda^{vpl}\,\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}}\times\|\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{HU}}\| : \left(\boldsymbol{C} : \boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}} + \frac{2}{3}C_{\alpha}\boldsymbol{n}_{\boldsymbol{\sigma}} - \frac{\gamma(p)}{\|\boldsymbol{n}_{HU}\|}\boldsymbol{X}\right)\end{aligned} \tag{26}$$

En négligeant les infiniment petits d'ordre 2 cette relation devient :

$$\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = \left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\times\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\times\left(\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai}\right) - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\times\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\times\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\mathbf{n_\sigma} - \gamma(\mathrm{p})\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] - \frac{1}{4}\delta\lambda^{vpl}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\left(\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai}\right) \tag{27}$$

Comme $\mathbf{n_\sigma}$ est un déviateur, le produit $\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{1}$ est nul et on trouve le résultat :

$$\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{1}\left(3K\Delta\varepsilon_m^{essai}\right) = 0 \tag{28}$$

$$\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = \|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{n_\sigma} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|}\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] + \frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\left(\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - 3K\mathbf{1}\Delta\varepsilon_m^{essai}\right)\right) \tag{29}$$

Mettons $\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}}$ en facteur, on obtient :

$$\frac{\partial\sigma_{eqHU}^{n+1}}{\partial\boldsymbol{\xi}} : \delta\boldsymbol{\xi} = \left\{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}} - \delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\right\}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{n_\sigma} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|}\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] - \frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\mathbf{1}\right) \tag{30}$$

Alors on a :

$$\frac{\partial U_{n+1}}{\partial\xi_{\mathrm{ij}}}\ \delta\xi_{\mathrm{ij}} = \cosh\left(\left\langle\frac{\boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{HU}}^{\mathrm{n+1}}(\xi_{\mathrm{ij}})}{\sigma_{\mathrm{y}}+\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}} - 1\right\rangle\right)\times\left\{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}} - \delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\right\}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\|\boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{n_\sigma} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\|\boldsymbol{n_{HU}}\|}\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] - \frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\mathbf{1}\right)\times\frac{1}{\sigma_{\mathrm{y}}+\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}} \tag{31}$$

Dans ce qui suit, on pose la fonction $\mathrm{g}_{\mathrm{n+1}}$ comme suit :

$$\mathrm{g}_{\mathrm{n+1}} = \left\langle\frac{\boldsymbol{\sigma}_{\mathrm{HU}}^{\mathrm{n+1}}(\xi_{\mathrm{ij}})}{\sigma_{\mathrm{y}}+\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}} - 1\right\rangle = \left\langle\frac{\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\left(1-\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\sigma_{\mathrm{y}}+R\left(p_n^{vpl}\right)+H_R\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}} - 1\right\rangle \tag{32}$$

Avec ces notations, l'équation (31) devient :

$$\frac{\partial U_{n+1}}{\partial \xi_{ij}}\ \delta\xi_{ij} = \cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\times\left\{\| \boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}} - \delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\right\}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\| \boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{n_\sigma} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\| \boldsymbol{n_{HU}}\|}\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] - \frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\mathbf{1}\right)\times\frac{1}{\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}} \tag{33}$$

Calculons maintenant la dérivée $\frac{\partial U_{n+1}}{\partial \mathrm{R}}$ qui s'écrit :

$$\frac{\partial U_{n+1}}{\partial \mathrm{R}} = \cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\frac{\partial}{\partial \mathrm{R}}(\langle g_{n+1}\rangle) \tag{34}$$

Le second terme de l'équation (34) s'écrit :

$$\frac{\partial}{\partial \mathrm{R}}(\langle g_{n+1}\rangle) = \frac{\partial}{\partial \mathrm{R}}\left(\frac{\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\left(1-\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}} - 1\right) = -\mathrm{H_R}\times \frac{\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\left(1-\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\left(\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}\right)^2} \tag{35}$$

Et $\frac{\partial U_{n+1}}{\partial \mathrm{R}}$ s'écrit :

$$\frac{\partial U_{n+1}}{\partial \mathrm{R}} = -\cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\mathrm{H_R}\times\frac{\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\left(1-\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\times\frac{\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\left(\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}\right)^2} \tag{36}$$

Il s'ensuit que, d'après tous ces calculs, on a :

$$\delta U_{n+1} = -\cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\times\mathrm{H_R}\times\frac{\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\left(1-\delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^4}\right)^{\frac{1}{4}}}{\left(\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}\right)^2}\delta\lambda^{\mathrm{vpl}} + \cosh(\langle g_{n+1}\rangle)\times\left\{\| \boldsymbol{n_{HU}}\|\left(1+\frac{3}{4}\delta\lambda^{vpl}\times\frac{\Psi(\xi,\alpha)}{\left(\sigma_{eqHU}^{essai}\right)^4}\right)\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}} - \delta\lambda^{vpl}\frac{1}{4}\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\right\}\mathbf{C}\Delta\boldsymbol{\varepsilon}^{\mathbf{essai}} - \delta\lambda^{\mathrm{vpl}}\left(\| \boldsymbol{n_{HU}}\|\left[\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{C}\mathbf{n_\sigma} + \frac{2}{3}\mathrm{C}_\alpha\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{n_\sigma} - \frac{\gamma(\mathrm{p})}{\| \boldsymbol{n_{HU}}\|}\mathbf{n_\sigma}^{\mathrm{T}}\mathbf{X}\right] - \frac{\Delta\varepsilon_m^{essai}}{4}\frac{3K}{\left(\sigma_{\mathrm{eqHU}}^{\mathrm{essai}}\right)^3}\left(\frac{\partial\Psi(\boldsymbol{\xi},\boldsymbol{\alpha})}{\partial\boldsymbol{\xi}}\right)^T\mathbf{1}\right)\times\frac{1}{\left(\sigma_{\mathrm{y+}}\mathrm{R}^{\mathrm{n+1}}\right)} \tag{37}$$

Annexe C.2. Expressions de ψ'_i

Les expressions de ψ'_i pour i=1 à 7 sont données par les équations suivantes.

$$\psi'_1 = 4\left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^3 (\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3) \tag{38}$$

$$\psi'_2 = \left[\left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^3 \times (\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3) + 3\left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)\left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2 \times (\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3)\right] \tag{39}$$

$$\psi'_3 = 2\left[(\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3) \times \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) \times \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2 + (\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3) \times \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) \times \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2\right] \tag{40}$$

$$\psi'_4 = \left[(\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3) \times \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^3 + 3\left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2 \times \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) \times (\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3)\right] \tag{41}$$

$$\psi'_5 = 4\left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^3 (\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3) \tag{42}$$

$$\begin{aligned}\psi'_6 = {} & 2\left(\xi_{12}^{essai}(\tilde{n}_4) + \xi_{13}^{essai}(\tilde{n}_5) + \xi_{23}^{essai}(\tilde{n}_6)\right) \times \left(\left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2 + \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)^2 - \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) \times \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)\right) + \\ & \left(\left\{\xi_{12}^{essai}\right\}^2 + \left\{\xi_{13}^{essai}\right\}^2 + \left\{\xi_{23}^{essai}\right\}^2\right) \times \left[2\left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)[(\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3)] + 2\left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)(\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3) - (\tilde{n}_1 - \tilde{n}_3) \times \left(\xi_{22}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right) - (\tilde{n}_2 - \tilde{n}_3) \times \left(\xi_{11}^{essai} - \xi_{33}^{essai}\right)\right]\end{aligned} \tag{43}$$

$$\psi'_7 = 4\left(\left\{\xi_{12}^{essai}\right\}^2 + \left\{\xi_{13}^{essai}\right\}^2 + \left\{\xi_{23}^{essai}\right\}^2\right) \times \left[\xi_{12}^{essai}(\tilde{n}_4) + \xi_{13}^{essai}(\tilde{n}_5) + \xi_{23}^{essai}(\tilde{n}_6)\right] \tag{44}$$

Annexe D : Prédiction du fluage avec un modèle « θ projection »

Les courbes de fluage comportent en général le fluage primaire, secondaire et tertiaire. Un modèle du type « θ projection » a déjà montré sa capacité à représenter tous les modes de fluage (Lin, et al., 2012). Il est décrit par la loi donnée par l'équation (45).

$$\varepsilon_{th} = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 = \theta_1\left(1 - e^{-\theta_2 t}\right) + \theta_3\left(e^{\theta_4 t} - 1\right) \tag{45}$$

Avec

$$\theta_1 = G_1 \exp H_1\left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right) ; \theta_2 = G_2 \exp\left(-\frac{Q - H_2\sigma}{RT}\right) \tag{46}$$

$$\theta_3 = G_3 \exp H_3\left(\frac{\sigma}{\sigma_y}\right) ; \theta_4 = G_4 \exp\left(-\frac{Q - H_4\sigma}{RT}\right) \tag{47}$$

Où θ_1 et θ_3 quantifient respectivement les déformations primaire et tertiaire, tandis que θ_2 et θ_4 sont de paramètres d'ajustement d'allure respectivement des courbures primaires et tertiaire.

Un premier jeu de paramètres a été identifié en utilisant la même procédure que celle utilisée par Y. C. Lin et al (Lin, et al., 2012). Le logiciel OriginPro a été utilisé pour optimiser (par la méthode des moindres carrés) les valeurs des paramètres. L'erreur $\sum_{i=1}^{p}[(\varepsilon_{th_i} - \varepsilon_{exp})]^2$ a ainsi été minimisée.

Pour observer les différents types de fluage (fluage primaire, secondaire et tertiaire), d'autres températures ont été étudiées (250°C, 200°C et 150°C). Les courbes obtenues à 350°C, 250°C et 200°C ne présentent pratiquement pas de fluage primaire, seulement θ_3 et θ_4 ont été nécessaires pour décrire le comportement de l'alliage. Pour la température 150°C, tous les paramètres ont été identifiés. Un jeu des paramètres a ainsi été identifié pour chaque température.

Le développement de la subroutine CREEP n'ayant pas pu être finalisé dans les temps, seules des courbes issues de l'application analytique de la loi sont comparées aux courbes expérimentales dans la figure suivante.

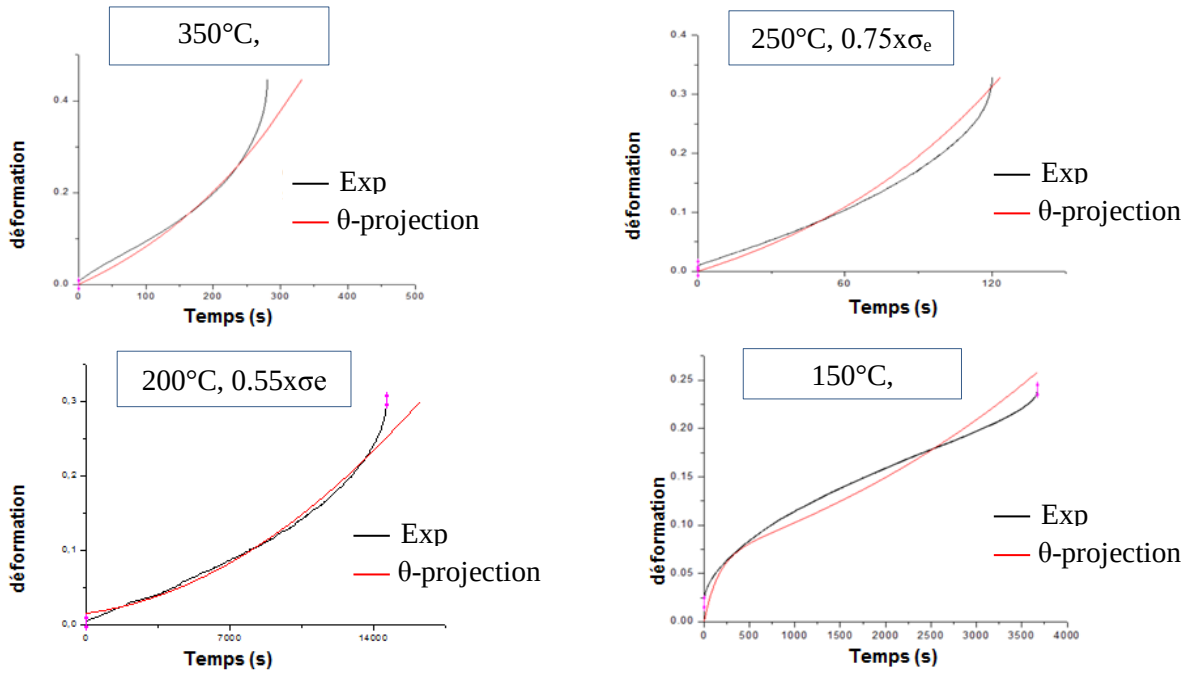
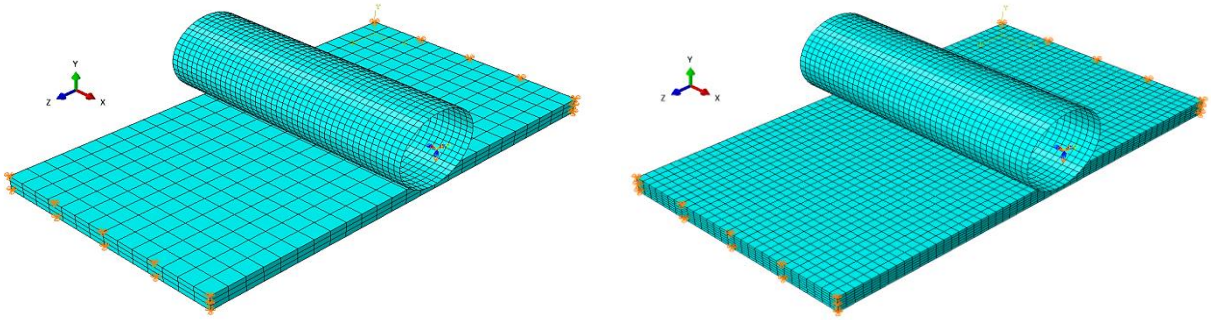


Figure A-2 : Comparaison entre les résultats expérimentaux et les résultats donnés par la loi thêta-projection pour différentes configurations

Il est possible de constater que la loi « θ projection » permet de prédire correctement le comportement au fluage (primaire, secondaire comme tertiaire) pour la plupart des configurations expérimentales. Ainsi, cette loi semble plus précise dans la modélisation et mieux adaptée pour la simulation du procédé.

Annexe E : Étude de sensibilité au maillage

Une étude de sensibilité au maillage a été réalisée avec les modèles matériau élastoplastique et élasto-viscoplastique sur un modèle de flexion donné par la Figure A-3. En effet, cette étude a été réalisée afin de valider l'hypothèse que le modèle viscoplastique se comporte de la même manière que le modèle élastoplatiqe vis-à-vis du raffinement du maillage. Alors, un maillage grossier et un maillage raffiné ont été considérés dans cette étude. La taille des élements utilisée pour les deux maillages correspond à celle utilisée dans l'étude de la mise en forme par emboutissage de l'alliage AW551 (cf. Chapitre5). A noter que la vitesse de déplacement de l'outil est aussi de 2mm/s et les dimensions de la tôle sont de 550x1000x40 mm.



(a) Maillage grossier (b) Maillage raffiné

Figure A-3 : Modèles numériques de flexion

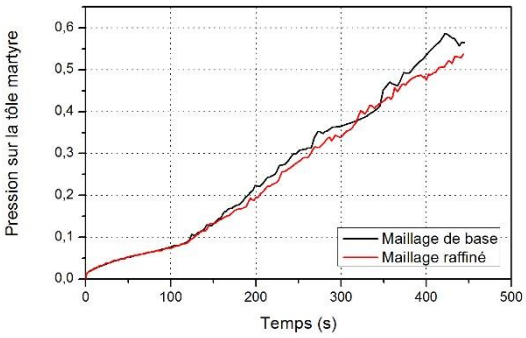
Le résultat de cette étude est donné dans le Tableau A-2. Ces résultats montrent que le pourcentage d'erreur, dû au raffinement du maillage, reste quasiment le même avec les deux modèles matériau élastoplastique et élasto-viscoplastique.

		Maillage grossier			Maillage fin			% d'erreur dû au maillage
		Avant Springback	Après Springback	Diff	Avant Springback	Après Springback	Diff	
Flèche-max	Elasto	69.16	65.16	4	68.98	64.64	4.34	8.5%
	Visco	69.48	65.67	3.81	69.21	65.02	4.19	9.06%
S_{Mises}-max	Elasto	163.4	119.4	44	171.8	136.4	35.4	20%
	Visco	175	134.3	40.7	177.5	144	33.5	18%

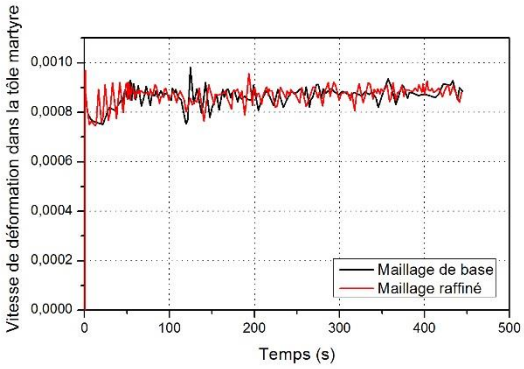
Tableau A-2 : Résultat de l'étude de sensibilité au maillage sur un modèle numérique de flexion

Une autre étude de sensibilité au maillage a été réalisée sur le modèle numérique utilisé pour la simulation du procédé de mise en forme par fluage de la pièce industrielle en alliage AW551 (cf. Chapitre 6). Deux tailles d'élement ont été considérées dans cette étude pour les deux tôles (Tôle martyre et Tôle en AW551). Une dimension moyenne des élements de 25 mm (maillage de base) et une autre de 12.5mm (maillage raffiné) ont été testées.

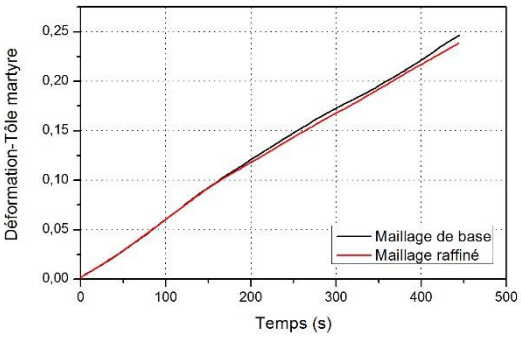
Les résultats de cette étude sont données en Figure A-4. Ils montrent que, quelle que soit la taille de maillage, nous avons toujours quasiment les mêmes résultats en termes de pression de formage, de vitesse de déformation, de déformation et de contrainte de Mises dans la tôle martyre ainsi que de déformation et de contrainte de Mises dans la tôle en AW551. Ainsi, le maillage de base (25mm) peut être retenue pour l'étude de la mise en forme. Cela permet notamment d'avoir un faible temps de calcul avec la même précision des résultats.



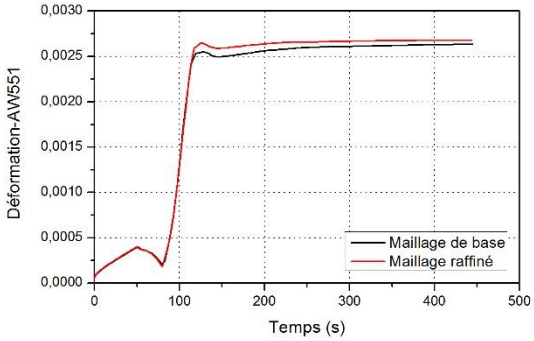
(a) Pression sur la tôle martyre



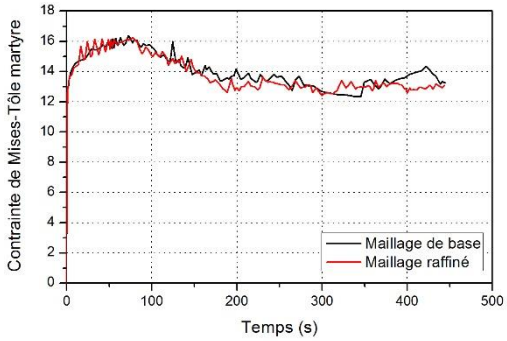
(b) Vitesse de déformation dans la tôle martyre



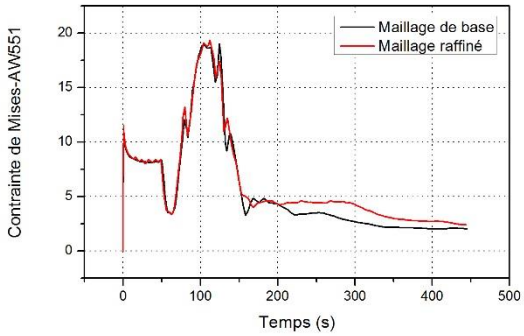
(c) Déformation dans la tôle martyre



(d) Déformation dans la tôle en AW551



(e) Contrainte de Mises dans la tôle martyre



(f) Contrainte de Mises dans la tôle en AW551

Figure A-4 : Résultats numériques avec les deux maillages étudiés

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE ET MODÉLISATION DE LA MISE EN FORME À CHAUD D'ALLIAGES D'ALUMINIUM INNOVANTS

RÉSUMÉ : La recherche permanente de solutions d'allègement des structures aéronautiques a conduit au développement de nouveaux alliages comme les Al-Cu-Li et les Al-Mg-Li qui se caractérisent par une densité inférieure aux alliages conventionnels et par des propriétés améliorées. La formabilité de ces alliages, que ce soit à froid ou à chaud, est encore assez mal connue et le projet METAFOR porté par l'IRT Jules Verne se propose de caractériser précisément la plage de formabilité de ces nouveaux alliages et d'investiguer les voies de mise en œuvre les plus adaptées. Ces travaux de thèse s'intéressent ainsi à proposer des modèles numériques pour la simulation de la mise en forme à chaud de ces deux alliages d'aluminium suivant deux procédés, Hot Forming et Creep Forming, et à partir de faibles (2mm) et fortes (40mm) épaisseurs de tôles. Le principal enjeu réside dans la capacité à prédire dans des conditions industrielles : les efforts nécessaires pour la mise en forme d'un panneau de fuselage en double courbure, les contraintes résiduelles, le retour élastique et la forme finale de la pièce. La première partie de ce travail est dédiée à la caractérisation expérimentale des deux alliages d'aluminium dans des conditions thermomécaniques représentatives de chaque procédé. Des modèles matériaux, dont un modèle élasto-viscoplastique incluant le critère anisotrope de Hu2005, l'écrouissage isotrope de Balieu, l'écrouissage cinématique de Prager et une loi visqueuse en sinus hyperbolique, sont ensuite mis en place et implémentés dans ABAQUS via des subroutines utilisateurs. Des modèles numériques reproduisant la mise en forme du panneau par chaque procédé sont finalement développés sous ABAQUS. Une comparaison des résultats numériques aux pièces prototypes réalisées avec la presse instrumentée de l'IRT Jules Verne a permis de les valider.

Mots-clés : Étude expérimentale, Modélisation, Mise en forme à chaud, Anisotropie à chaud, Viscoplasticité incrémentale, Alliages d'aluminium

EXPERIMENTAL STUDY AND MODELING OF HOT FORMING FOR INNOVATIVE ALUMINUM ALLOYS

ABSTRACT: Weight reduction of aeronautical structures leads to the development of new materials like Al-Cu-Li and Al-Mg-Li alloys. These alloys exhibit lower density and higher mechanical properties than conventional alloys. However, their forming ability either by cold or hot processes is not well known. The METAFOR project led by IRT Jules Verne studies the formability range of these new alloys and this PhD work is carried out as a part of this project. The PhD focuses on the development of numerical models to simulate the manufacturing of double curvature panels by hot forming or creep forming using thin (2mm) or thick (40mm) sheets in Al-Cu-Li and Al-Mg-Li. These models must allow predicting forces requirement to form the panel, residual stresses, springback and final geometry of the produced part. An experimental characterization of the behavior of the alloys under thermomechanical conditions similar to those encountered during the industrial processes is performed. Then, material models, one of which is an elasto-viscoplastic model including Hu2005 anisotropic criteria, Balieu isotropic hardening, Prager kinematic hardening and a viscous law in hyperbolic sine, are developed and implemented in ABAQUS using user subroutines. Finally, numerical simulations of the forming processes are performed and compared with the experimental results obtained in industrial conditions.

Keywords: Experimental study, Modeling, Hot Forming, Hot anisotropy, Incremental viscoplasticity, Aluminum alloys

ARTS ET MÉTIERS ParisTech

ParisTech INSTITUT DES SCIENCES ET TECHNOLOGIES PARIS INSTITUTE OF TECHNOLOGY