



Etude du comportement mécanique de tôles en alliage de titane et des paramètres procédé dans les opérations d'emboutissage à hautes températures

Quentin Sirvin

► To cite this version:

Quentin Sirvin. Etude du comportement mécanique de tôles en alliage de titane et des paramètres procédé dans les opérations d'emboutissage à hautes températures. Matériaux. Ecole des Mines d'Albi-Carmaux, 2018. Français. NNT : 2018EMAC0003 . tel-03336579

HAL Id: tel-03336579

<https://theses.hal.science/tel-03336579>

Submitted on 7 Sep 2021

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

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



THÈSE

en vue de l'obtention du

DOCTORAT DE L'UNIVERSITÉ DE TOULOUSE

délivré par

IMT - École nationale supérieure des Mines d'Albi-Carmaux

présentée et soutenue par

Quentin SIRVIN

le 06 Septembre 2018

Étude du comportement mécanique de tôles en alliage de titane et des paramètres procédé dans les opérations d'emboutissage à hautes températures

École doctorale et discipline ou spécialité :

MEGEP : Génie mécanique, mécanique des matériaux

Unité de recherche :

Institut Clément Ader Albi, UMR CNRS 5312

Directeur(s) de Thèse :

Luc PENAZZI, Maître-assistant HDR, IMT Mines Albi

Vincent VELAY, Maître-assistant, IMT Mines Albi

Autres membres du jury :

Sandrine THUILLIER, Professeur, Université Bretagne Sud (*Présidente*)

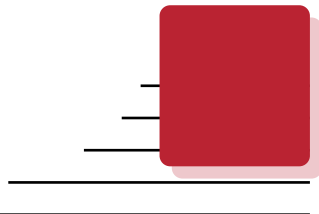
Fabrice MORESTIN, Professeur, Institut National des Sciences Appliquées Lyon (*Rapporteur*)

Franck TOUSSAINT, Professeur, Université Savoie Mont Blanc (*Rapporteur*)

Elisabeth MASSONI, Maître de Recherche, MINES ParisTech (*Examinatrice*)

Fabien NAZARET, Co-gérant, Aurock (*Invité*)

David JEANJEAN, Ingénieur, Loire Etude (*Invité*)



Remerciements

Tout d'abord je voudrais remercier messieurs Thierry Cutard et Gilles Dusserre pour m'avoir accueilli et ouvert les portes du laboratoire ICA Albi en 2014 pour la réalisation de mon stage d'ingénieur débutant ou ST40 (les « Utébohémien(es) » seront se reconnaître). Merci également à Frédéric Lapostolle pour son soutien actif lors de ce stage.

Je remercie tout particulièrement Luc Penazzi ainsi que Vincent Velay pour leur encadrement durant ces travaux de recherche. Pour avoir partagé leurs expériences, leurs savoir-faire et être et mes incertitudes. Merci pour m'avoir enseigné le métier de la recherche par la recherche. Vincent, je ne te remercierai jamais assez notamment pour ton aide sur la compréhension des modèles de comportement alors que ma formation initiale n'était pas du tout engagée dans cette voie. Luc, merci pour ta présence, ta patience et ta pédagogie. Toi qui a un certain don pour créer des questionnements là où les autres n'en voient pas, je te remercie pour les échanges scientifiques et humains que nous avons eu au cours de ces années et qui m'ont énormément apporté.

Un merci particulier aux deux sociétés qui ont financé ce projet Aurock et Loire Etude, sans qui le projet CoMECTi n'aurait pas vu le jour. Merci à Marion Le Fournier pour son encadrement durant les deux premières années de ma thèse et merci à Fabien Nazaret et à David Jeanjean pour leurs conseils et leurs suivis.

Je tiens à remercier également l'ensemble des membres du jury d'avoir accepté de rapporter et d'examiner mes travaux de thèse afin de me permettre aujourd'hui de proposer ce travail scientifique.

Merci également à l'ensemble des enseignants-chercheurs qui ont pris part à mes travaux de thèse de près ou de loin : Thomas Pottier, Gilles Dusserre, Vanessa Vidal, Yannick Le Maoult, Jean-José Orteu, Christine Boher, Damien Texier, Olivier De Almeida, Fabrice Schmidt et les autres. Un merci particulier à Rebecca Bonnaire sans qui les essais mécaniques de caractérisation en grandes déformations réalisés par corrélation d'images numériques n'auraient sûrement pas abouti sans sa précieuse aide tant sur le plan expérimental que scientifique.

Comment ne pas remercier tous les membres de la BIT ou de l'ESTS et plus particulièrement Thomas Papaïx qui m'a gentiment supporté durant plus d'un an d'essais expérimentaux de toutes sortes. Merci également à Didier Ade et Jean-Michel Mouys pour leur aide sur la corrélation d'image numérique et la partie électro-mécanique. Merci à Serge Tovar pour sa fausse mauvaise humeur et pour nos échanges enrichissants sur tant de sujets. Et merci à tous les autres : Vincent Lucin, Karim Choquet, Sabine Le Roux, et Fabrice Rossi. Merci aussi aux ingénieurs de recherche : Medhi Salem, Aurélien Mazzoni et Rémi Gilblas, qui même s'ils ne font pas partie officiellement de la BIT en sont des membres actifs.

Comment ne pas remercier le support administratif. Merci beaucoup à Cathy Maffre ainsi qu'à Esther Ramirez qui s'est occupée de toute la partie administrative, et même plus pour que ma thèse se déroule au mieux.

Je remercie également l'ensemble des doctorants et plus particulièrement ceux qui ont partagé avec moi le bureau des com***, pardon le bureau 1M07. Je ne vous nommerai pas un par un mais toutes mes pensées vont vers vous ; ceux qui ont déjà soutenu et ceux qui le feront bientôt.

Enfin je remercie aussi toute ma famille. Plus particulièrement mes parents et beaux-parents pour leurs soutiens perpétuels et leur aide tant sur la rédaction du manuscrit que sur la préparation de la soutenance. Et Manon . . . , je ne saurais jamais te remercier assez pour tout ce que tu m'apportes chaque jour depuis que nous partageons nos vies. Merci de m'avoir soutenu et supporté tout au long de ces trois ans et de m'avoir offert la plus belle chose qui soit : notre petite Hanaé.

Et puis merci à toi lecteur, d'avoir lu ces remerciements et de lire mon manuscrit. Je te souhaite une bonne lecture.

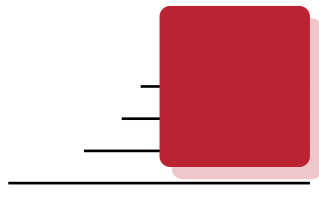


Table des matières

<i>Remerciements</i>	iii
<i>Table des matières</i>	v
<i>Notations</i>	xi
<i>Glossaire</i>	xiii

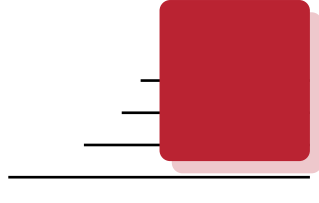
Introduction générale	1
Contexte de l'étude	1
Problématique	3
Objectifs	3
Approche	4
1 Mise en forme des tôles de titane et formage à haute température	5
Introduction	6
1.1 Le titane et ses alliages	7
1.1.1 Généralités sur le titane et ses alliages	7
1.1.2 Aspect cristallographique du titane pur	8
1.1.3 Les alliages base titane	9
1.1.4 L'alliage de l'étude	10
1.2 Comportement de l'alliage Ti-6Al-4V	11
1.2.1 Description des propriétés physiques de l'alliage de l'étude : Ti-6Al-4V	11
1.2.2 Influence de la température	12
1.2.3 Influence de la vitesse de déformation	14
1.2.4 Anisotropie des tôles laminées	15
1.2.5 Dissymétrie de réponse en traction-compression	15
1.2.6 Réponse mécanique en sollicitation alternée	16
1.2.7 Influence de la taille des grains	17
1.3 Généralités sur les procédés de mise en forme de tôles	18
1.3.1 Mise en forme des tôles d'alliage de titane	19
1.3.1.1 Le formage à froid	19

1.3.1.2	Le formage à chaud	20
1.3.1.3	Le formage superplastique <i>SPF</i>	20
1.3.2	Le procédé d'emboutissage à chaud	21
1.3.3	Problématique de l'emboutissage à chaud	21
1.3.4	Limite de formage	22
1.4	Modélisation du comportement des alliages de titane	24
1.4.1	De la microstructure à la modélisation	24
1.4.2	Modélisation du comportement	25
1.4.3	La modélisation macroscopique du comportement élastique	25
1.4.4	La modélisation macroscopique du comportement viscoplastique .	26
1.4.4.1	Surface seuil ou critère de plasticité	26
1.4.4.2	Variables d'écrouissage	31
	Écrouissage à variable isotrope :	33
	Écrouissage à variable cinématique :	33
1.5	Essais de caractérisation du comportement	35
1.5.1	Mise en évidence de la dissymétrie	35
1.5.2	Caractérisation de l'anisotropie	36
1.5.3	Corrélation d'Images Numériques (CIN ou DIC)	38
1.5.4	Mesure de champs et essais hautes températures	38
	Conclusion Chapitre 1	40
2	Identification du comportement pour l'emboutissage	43
	Introduction	44
2.1	Mode de déformation lors des opérations de mise en forme	44
2.2	Le matériau de l'étude : Ti-6Al-4V	46
2.2.1	Composition chimique	46
2.2.2	Microstructure	46
2.2.3	Découpe des éprouvettes	47
2.3	Essais mécaniques de traction monotone isotherme en grandes déformations	48
2.3.1	Développement d'un moyen d'essai	50
2.3.1.1	La machine de traction, les lignes d'amarrage et le four . .	50
2.3.1.2	Mesure de la déformation à hautes températures	51
2.3.2	Mesure de champs par corrélation d'images numériques (DIC) . .	52
2.3.2.1	Corrélation d'images numériques (DIC)	52
2.3.2.2	Le banc de corrélation d'images numériques	52
2.3.2.3	Étude du marquage des éprouvettes	53
2.3.2.4	Résultats issus de la Corrélation d'Images Numériques . . .	56
2.4	Résultats des essais de traction monotone	57
2.4.1	Identification de la température de formage	58
2.4.2	Essais à 400°C	59
2.4.3	Essais à 500°C	61
2.5	Caractérisation en petites déformations	64
2.5.1	Le moyen d'essai	64
2.5.2	Résultats et Analyses	66
2.5.2.1	Influence de la vitesse de déformation	66
2.5.2.2	Influence du type de sollicitation	67
2.5.2.3	Influence de la relaxation des contraintes	68
	Conclusion Chapitre 2	70

3	Modélisation du comportement de l'alliage de titane Ti-6Al-4V	73
	Introduction	73
3.1	Modélisation du comportement élasto-viscoplastique	74
3.1.1	Décomposition de la déformation et loi d'élasticité	74
3.1.2	Définition de la loi d'écoulement	75
3.1.3	Surface de charge et loi d'écrouissage isotrope ou cinématique	76
3.2	Formulation et identification de critères de plasticité	77
3.2.1	Critère de <i>von Mises</i>	78
3.2.2	Critère de <i>Hill48</i>	78
3.2.3	Critère de <i>Barlat91</i>	82
3.2.4	Comparaison des résultats obtenus à partir des différents critères	88
3.3	Procédure d'identification des paramètres du modèle de comportement	90
3.4	Résultats	95
3.4.1	Essais cycliques	95
3.4.2	Essais de relaxation	96
3.4.3	Essais de traction en Grandes Déformations (GD)	97
3.5	Intégration de la loi de comportement dans Abaqus®	100
	Conclusion Chapitre 3	103
4	Essais d'emboutissage sur éprouvette technologique et simulation éléments finis	105
	Introduction	106
4.1	Emboutissage d'éprouvettes technologiques	107
4.1.1	Les différents paramètres de l'étude	108
4.1.2	Analyse des résultats	110
4.1.2.1	Au cours de l'emboutissage	111
4.1.2.2	Après l'emboutissage	112
4.2	Simulations numériques des essais de mise en forme de géométrie Omega	114
4.2.1	Présentation du modèle éléments finis Omega	114
4.2.1.1	Géométrie	114
4.2.1.2	Maillage	115
4.2.1.3	Comportement	116
4.2.1.4	Conditions aux Limites	116
4.2.1.5	Comportement des interfaces	116
4.2.1.6	Résolution	117
4.2.1.7	Validité du modèle de comportement	117
4.2.2	Influence du coefficient de frottement	117
4.2.3	Influence de la loi de comportement	118
4.2.3.1	Variables d'écrouissage	118
4.2.3.2	Les critères de plasticité	122
4.2.4	Simulation E.F. des essais expérimentaux	123
4.2.5	Confrontation des résultats expérimentaux et numériques pour différents paramètres procédé	124
4.2.5.1	Comparaison des efforts	124
4.2.5.2	Comparaison du retour élastique	125
4.2.5.3	Conclusion partielle	125
4.3	Simulation de la mise en forme de la pièce industrielle	126
4.3.1	Cas d'étude	126

4.3.2	Présentation du modèle élément finis	128
4.3.2.1	Géométrie	128
4.3.2.2	Maillage	128
4.3.2.3	Comportement	128
4.3.2.4	Conditions aux Limites	128
4.3.2.5	Comportement aux interfaces	129
4.3.2.6	Résolution	129
4.3.3	Influence de la géométrie du flan	129
4.3.3.1	Évolution des éléments du maillage	130
4.3.3.2	Géométrie du flan	130
4.3.4	Influence de l'écrouissage : <i>MOD-iso</i> / <i>MOD-cine</i>	131
4.3.4.1	Avancement de matière	132
4.3.4.2	Contraintes - Déformations	132
4.3.5	Influence du critère de plasticité	135
4.3.6	Influence de la température	137
4.3.7	Limite de formabilité	140
4.3.7.1	Identification de la CLF	140
4.3.7.2	Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle	140
	Conclusion Chapitre 4	143
	Conclusion générale et Perspectives	145
	Conclusion Générale	145
	Caractérisation et comportement mécanique	146
	Étude en grandes déformations par DIC	146
	Caractérisation cyclique en petites déformations	146
	Modélisation du comportement mécanique	147
	Variables d'écrouissage	147
	Simulation numérique du procédé d'emboutissage à chaud	147
	Validation de l'emboutissage d'éprouvettes technologiques	147
	Application à une pièce industrielle	148
	Perspectives	148
	Mesure par DIC	148
	Élargissement de la base de résultats	149
	Extension à la mise en forme anisotherme	149
	Conditions de refroidissement	149
	Coefficient de frottement	149
	Limites de formabilité	150
	Annexes	151
	A ANNEXE CHAPITRE 2	153
	A.1 Digital Image Correlation	153
	Paramétrage de la mesure par DIC	153
	Les erreurs de mesure	154
	A.2 Résultats des essais de traction grandes déformations	156
	400°C	156
	Courbes d'écrouissage	156

Coefficients d'anisotropie	157
500°C	158
Courbes d'écrouissage	158
Coefficients d'anisotropie	159
B ANNEXE CHAPITRE 3	161
B.1 Formulation de la loi de comportement en petites déformations . .	161
Formulation en petites déformations	161
Extension aux grandes déformations	164
B.2 Identification des paramètres du critère de <i>Barlat91</i>	165
B.3 Introduction des critères de plasticité anisotrope dans la suite Zset®	166
Critère de <i>Hill-48</i>	166
Critère de <i>Barlat91</i>	168
C ANNEXE CHAPITRE 4	171
C.1 Mise en plan outillage Oméga	171
C.2 Simulation numérique de la mise en forme d'éprouvette technologique	175
C.3 Gamme d'emboutissage	176
C.4 Maillage des éléments pour la mise en forme de la pièce industrielle	178
C.5 Influence du critère de plasticité à 500°C	180
C.6 Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle à 400°C	182
<i>Table des figures</i>	185
<i>Liste des tableaux</i>	191
<i>Bibliographie par auteur</i>	193



Notations

Dans ce manuscrit les conventions de notation suivantes sont adoptées.

- a représente une variable scalaire
- $\vec{a}$ représente une variable vectorielle
- $\bar{a}$ représente une variable tensorielle d'ordre 2
- $\bar{\bar{a}}$ représente une variable tensorielle d'ordre 4

Dans un souci de lisibilité la convention des notations de Voigt sera utilisée. En mathématiques, la notation Voigt est un moyen de représenter un tenseur symétrique en réduisant son ordre. Ainsi un tenseur symétrique d'ordre 2 devient un vecteur d'ordre 1. Par exemple, le tenseur des contraintes (en notation matricielle) est donné par :

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} \\ \sigma_{yx} & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} \\ \sigma_{zx} & \sigma_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$

En notation de Voigt, il s'écrit :

$$\vec{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{yz} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix}$$

Le glossaire, disponible ci-après, présente les différents termes utilisés dans ces travaux.



Glossaire

Acronymes

BN	-	<i>Bore Nitrure</i> ou Nitrure de Bore	109
CIN	-	Corrélation d'image numérique	70
CC	-	Cubique centré	8
ddl	-	Degré de liberté	115
DD	-	<i>Diagonal Direction</i> ou Direction diagonale au laminage	47, 70, 109
DIC	-	<i>Digital Image Correlation</i>	4, 51, 70, 146
E.F.	-	Éléments Finis	100, 106, 114, 146, 147
GD	-	Grandes Déformations	4, 47, 70, 146
HC	-	Hexagonal Compact	8
HF	-	<i>Hot Forming</i> ou Formage à chaud	2, 19, 106
LVDT	-	<i>Linear Variable Differential Transformer</i> ou Capteur inductif de mesure de déplacement linéaire	108
M.E.F.	-	Méthode des Éléments Finis	4, 19, 21, 24, 73
MEB	-	Microscope Électronique à Balayage	46
PD	-	Petites Déformations	4, 47, 70, 146

suite page suivante ...

... suite de la page précédente

RD	-	<i>Rolling Direction</i> ou Direction de laminage 36, 47, 70, 109, 118
SPF	-	<i>Superplastic forming</i> ou Formage superplastique 1, 20, 40, 126, 145
TD	-	<i>Transverse Direction</i> ou Direction transverse au laminage 36, 47, 70, 109

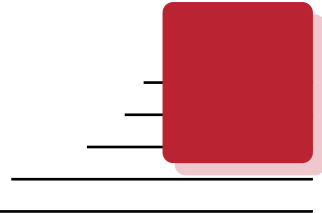
Notations

α	-	Phase microstructurale à structure cristalline HC 8
β	-	Phase microstructurale à structure cristalline CC 8
b_i	-	Paramètre matériau de l'écrouissage isotrope 77
C_i	-	Paramètre matériau de l'écrouissage cinématique 77
CLF	-	Courbe Limite de Formage 22, 137, 140, 182
D_i	-	Paramètre matériau de l'écrouissage cinématique 77
ε_{zz}^{pl}	-	Déformation plastique dans l'épaisseur 49
ε_{xx}^{pl}	-	Déformation plastique longitudinale 49
ε_{yy}^{pl}	-	Déformation plastique transverse 49
E	-	Module d'élasticité 49, 103
$\overline{\varepsilon^{el}}$	-	Tenseur des déformations élastiques 49
J_2	-	Second invariant des contraintes 78
K	-	Paramètre matériau de la loi de Norton 103
κ	-	Paramètre microstructural du critère de <i>Barlat91</i> 28, 82
$\overline{\overline{L}}$	-	Tenseur d'ordre quatre des coefficients du critère de <i>Barlat91</i> 28, 82
M	-	Paramètre matériau du terme restauration statique 77
m	-	Paramètre matériau du terme restauration statique 77
MOD-cine	-	Modèle de comportement utilisant un critère de plasticité de <i>von Mises</i> et des variables d'écrouissage cinématique 4, 95, 100, 117–119, 121, 122, 129, 131, 135, 143, 147
MOD-iso	-	Modèle de comportement utilisant un critère de plasticité de <i>von Mises</i> et des variables d'écrouissage isotrope .. 4, 95, 100, 118, 119, 129, 131, 143, 147

suite page suivante ...

... suite de la page précédente

MOD- κ_8	-	Modèle de comportement utilisant un critère de plasticité de <i>Barlat91</i> et des variables d'écrouissage cinématique 4, 100, 122, 135, 143, 147
MOD- r_α	-	Modèle de comportement utilisant un critère de plasticité de <i>Hill48</i> et des variables d'écrouissage cinématique 4, 100, 122, 135, 147
MOD- σ_α	-	Modèle de comportement utilisant un critère de plasticité de <i>Hill48</i> et des variables d'écrouissage cinématique 4, 100, 122, 135, 147
n	-	Paramètre matériau de la loi de Norton 103
ν	-	Coefficient de Poisson 49
Q_i	-	Paramètre matériau de l'écrouissage isotrope 77
R	-	Variable scalaire associée à l'écrouissage isotrope 33, 76
r_α	-	Coefficient d'anisotropie plastique 49, 70
R_{moy}	-	Coefficient d'anisotropie plastique moyen 49
$\bar{S}$	-	Part déviatorique du tenseur déviateur des contraintes 78
S_1	-	Valeur propre du déviateur des contraintes 28, 82
S_2	-	Valeur propre du déviateur des contraintes 28, 82
S_3	-	Valeur propre du déviateur des contraintes 28, 82
$\bar{\sigma}$	-	Tenseur des contraintes 27, 49
σ_{11}	-	Contrainte normale dans la direction 1 78
σ_{22}	-	Contrainte normale dans la direction 2 78
σ_{33}	-	Contrainte normale dans la direction 3 78
σ_{eq}	-	Contrainte équivalente de von Mises 78
σ_{xx}	-	Contrainte longitudinale 49
σ_y	-	Limite d'élasticité 76, 78, 103
Σ_r	-	Écart-type de l'ensemble des coefficients d'anisotropie dans une direction 61, 63, 191
T_β	-	Température de changement de phase 8
$\dot{\epsilon}_{xx}$	-	Vitesse de déformation longitudinale 50
$\bar{X}$	-	Variable tensorielle associée à l'écrouissage cinématique 33, 76, 103



Introduction générale

Contexte de l'étude	1
Problématique	3
Objectifs	3
Approche	4

Contexte de l'étude

Les alliages de titane sont utilisés de manière récurrente pour la fabrication de pièces aéronautiques (20% de titane sur l'A350) et dans l'automobile (pièces massives). Dans l'industrie aéronautique, ces alliages sont utilisés pour leur excellent comportement mécanique associé à une faible masse volumique, une remarquable résistance à la corrosion et une bonne tenue en température jusqu'à 600°C [Lütjering+2007]. Ils sont employés notamment pour la fabrication de cadres de fuselage et sur le mât réacteur pour la réalisation de la structure primaire (usinage de blocs forgés) et pour la structure secondaire sous forme de tôles (cadres de renfort, carénages). Dans ce dernier cas, la mise en forme des tôles peut se faire par le biais de différents procédés :

- ◇ à température ambiante, les procédés d'emboutissage poinçon/matrice/serre-flan ou d'hydroformage sont bien connus et relativement bien maîtrisés mais sont limités dans la réalisation d'emboutis profonds ou de formes complexes du fait d'une ductilité limitée à basse température [Col2010].
- ◇ le formage superplastique (SPF) est un procédé qui permet de mettre en forme des géométries complexes et en particulier des emboutis plus profonds [Blandin+1996 ; Combres1999]. La tôle initialement plane est positionnée sur un moule. Elle

est déformée par gonflage à l'aide d'un gaz inerte (en général l'argon) qui fait office de poinçon gazeux. Ce procédé qui utilise les propriétés superplastiques du matériau permet d'obtenir des allongements de plusieurs centaines de pourcents sans apparition de striction ni de rupture du matériau. Cependant, ce procédé revêt plusieurs inconvénients. Il est long à mettre en œuvre impliquant ainsi des temps de cycles conséquents. De plus, il nécessite une montée en température jusqu'à $\approx 900^\circ\text{C}$ qui doit être effectuée de façon lente pour respecter une durée de vie acceptable des outillages [Martinier2005].

- ◇ le formage à chaud (HF), pour des températures inférieures à celles considérées pour le procédé SPF, représente un compromis intéressant à plusieurs niveaux [Stutz+2014]. Il peut supplanter le formage superplastique afin de minimiser les temps de cycles et de réduire la consommation d'énergie tout en conservant, pour une même nuance d'alliage de titane (Ti-6Al-4V), des niveaux d'allongement nécessaires à la mise en œuvre de formes complexes ou d'emboutis profonds [Odenberger2009]. Dans ce cadre, différentes techniques peuvent être mises en œuvre pour la mise en forme. Il peut s'agir d'une pression de gaz comme pour le procédé SPF ou d'un poinçon métallique [Stutz+2014]. La matrice peut être associée ou non à un serre-flan afin d'essayer de maîtriser au mieux l'écoulement de matière (rétreint...) [Combres1999].

Le contexte de ces travaux de thèse repose sur le développement d'un procédé de formage à chaud en conditions isothermes. Les paramètres matériaux et procédés les plus propices à la formabilité de l'alliage de titane Ti-6Al-4V dans ces conditions sont recherchés et analysés. Cet alliage est l'un des plus couramment utilisé dans l'aéronautique, cette démarche aura pour perspective de pouvoir s'appliquer aux alliages futurs. Il s'agit, in fine, de proposer un nouveau procédé de mise en forme d'alliages de titane permettant de réduire les temps de cycle, d'optimiser la quantité de matière première et de s'affranchir de certaines limites de formabilité liées aux propriétés d'emploi de ces matériaux. L'utilisation de ce procédé contribuerait, en même temps, à réaliser des économies énergétiques au sens de la préservation de l'environnement en réduisant l'empreinte carbone associée à la fabrication des pièces de tôlerie.

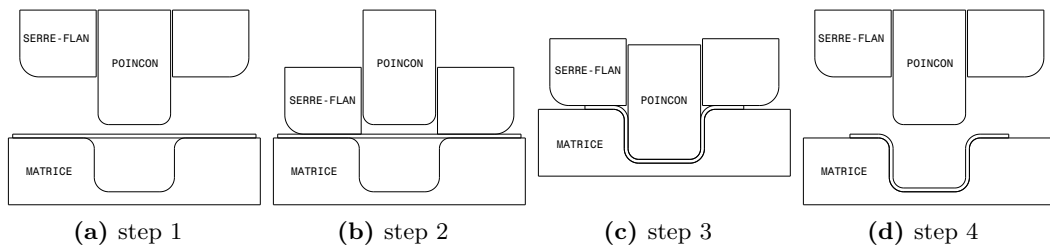


Figure 1 – Séquence d'emboutissage considérée dans ces travaux.

Pour ce projet, le procédé d'emboutissage préconisé par les partenaires industriels sera introduit comme le suggère la figure 1. L'outillage sera composé d'un poinçon, d'une matrice et d'un serre-flan. L'opération de mise en forme sera isotherme afin de simplifier l'étude. Des essais de mise en forme sur géométrie simple seront réalisés au sein du laboratoire, la montée en température de la tôle ainsi que de l'outillage sera réalisée à l'aide d'un four résistif. A l'échelle industrielle, le flan sera chauffé en amont dans un four puis convoyé dans l'outillage dont la montée en température est réalisée par cannes-chauffante et isolé thermiquement par une enceinte adiabatique.

Problématique

Ces travaux sont réalisés en collaboration avec deux sociétés : Aurock et Loire Étude. La PME Aurock est spécialisée dans la simulation numérique de procédés de mise en forme et dans la mise en forme à chaud des alliages de titane. Loire Étude est spécialisée dans la conception et la fabrication d'outillages métalliques pour l'emboutissage. Les attentes industrielles sont de pouvoir définir différents paramètres procédés (tels que la température d'emboutissage, la vitesse de déplacement des outils, la géométrie du flan initial ou des outils) qui permettront la réalisation de pièces par emboutissage en considérant un certain nombre de paramètres matériau prédéfinis. Afin de répondre à tous les questionnements industriels, l'étude scientifique permettra de déterminer les paramètres influents du procédé. Une part importante de ce travail portera sur la formulation d'un modèle de comportement adapté aux sollicitations induites dans l'alliage Ti-6Al-4V lors de l'emboutissage. Les trajets de chargement sont fortement liés aux paramètres procédés considérés dont certains peuvent interagir avec le comportement comme le frottement entre la tôle et les outils.

Objectifs

Cette thèse vise par conséquent à déterminer les paramètres procédés et matériaux optimaux de manière à réussir la mise en forme de pièces industrielles en emboutissage à chaud. Le procédé utilisera des outillages (poinçon / matrice / serre-flan) préchauffés, le flan sera porté à la température de mise en forme dans un four puis positionné sur la presse. Les paramètres procédés étudiés sont essentiellement liés à la vitesse de descente du poinçon, aux efforts de retenue appliqués par le serre-flan et à la température de mise en forme. Les paramètres matériaux influençant le comportement de l'alliage de titane sont analysés et quantifiés. Ils peuvent être de trois natures différentes, à savoir écrouissage, viscosité et anisotropie, et évoluer en fonction de la température du flan. Un modèle de comportement sera formulé afin de tenir compte des différents éléments énoncés précédemment (température, vitesse de déformation, taux de déformation, ...).

Approche

L'approche proposée pour répondre aux problématiques énoncées ci-avant est décomposée en trois grandes parties complémentaires.

La première vise à **identifier le comportement du matériau** sous des sollicitations plus ou moins complexes. Plusieurs types de sollicitation sont proposés afin d'identifier un comportement pouvant répondre pleinement aux divers trajets de chargement subis par la tôle lors de la mise en forme. Ainsi des essais de traction monotone en grandes déformations (*GD*) utilisant une mesure de déformation par corrélation d'images numériques (*DIC*) sont réalisés. Des essais de traction - compression et de compression - traction en petites déformations (*PD*) ont également été menés pour caractériser l'évolution de l'écroutissage. Cette première étude permet de caractériser les aspects rhéologiques à prendre en considération pour l'identification d'un modèle de comportement.

La deuxième partie vise à **modéliser le comportement** du matériau en prenant en considération l'ensemble des facteurs influents identifiés via les essais mécaniques. En ce sens, une loi de comportement élasto-viscoplastique modulable est proposée. Elle peut considérer des variables d'écroutissage isotrope ou cinématique et divers critères de plasticité isotrope (modèles *MOD-iso* ou *MOD-cine*) ou anisotrope (modèles *MOD- r_α* , *MOD- σ_α* , *MOD- $\kappa 8$*), afin de correspondre au mieux aux phénomènes macroscopiques identifiés.

La troisième et dernière partie vise à vérifier la robustesse du modèle de comportement sous chargement multi-axial en comparant des résultats expérimentaux et simulés issus de la mise en forme d'une **éprouvette technologique**. La mise en œuvre des modèles numériques est réalisée par **méthode éléments finis** (*M.E.F.*) considérant le modèle de comportement identifié et divers jeux de paramètres procédé. Finalement, plusieurs simulations numériques de la mise en forme d'une pièce à géométrie complexe à l'échelle industrielle sont proposées et comparées.

Mise en forme des tôles de titane et formage à haute température

Introduction	6
1.1 Le titane et ses alliages	7
1.1.1 Généralités sur le titane et ses alliages	7
1.1.2 Aspect cristallographique du titane pur	8
1.1.3 Les alliages base titane	9
1.1.4 L'alliage de l'étude	10
1.2 Comportement de l'alliage Ti-6Al-4V	11
1.2.1 Description des propriétés physiques de l'alliage de l'étude : Ti-6Al-4V	11
1.2.2 Influence de la température	12
1.2.3 Influence de la vitesse de déformation	14
1.2.4 Anisotropie des tôles laminées	15
1.2.5 Dissymétrie de réponse en traction-compression	15
1.2.6 Réponse mécanique en sollicitation alternée	16
1.2.7 Influence de la taille des grains	17
1.3 Généralités sur les procédés de mise en forme de tôles	18
1.3.1 Mise en forme des tôles d'alliage de titane	19
1.3.1.1 Le formage à froid	19
1.3.1.2 Le formage à chaud	20
1.3.1.3 Le formage superplastique <i>SPF</i>	20
1.3.2 Le procédé d'emboutissage à chaud	21
1.3.3 Problématique de l'emboutissage à chaud	21
1.3.4 Limite de formage	22
1.4 Modélisation du comportement des alliages de titane	24
1.4.1 De la microstructure à la modélisation	24

1.4.2	Modélisation du comportement	25
1.4.3	La modélisation macroscopique du comportement élastique	25
1.4.4	La modélisation macroscopique du comportement viscoplastique	26
1.4.4.1	Surface seuil ou critère de plasticité	26
1.4.4.2	Variables d'écrouissage	31
1.5	Essais de caractérisation du comportement	35
1.5.1	Mise en évidence de la dissymétrie	35
1.5.2	Caractérisation de l'anisotropie	36
1.5.3	Corrélation d'Images Numériques (CIN ou DIC)	38
1.5.4	Mesure de champs et essais hautes températures	38
	Conclusion Chapitre 1	40

Introduction

L'analyse d'un procédé de mise en forme de tôle à hautes températures associée à l'étude isotherme du comportement mécanique d'un alliage de titane est complexe de par le nombre important de phénomènes mécaniques et thermiques à considérer. Cette étude nécessite une connaissance élargie dans les domaines de la mise en forme par emboutissage, le comportement mécanique du matériau à mettre en forme et également les phénomènes aux interfaces qui peuvent intervenir lors de la mise en forme. De nombreuses études s'attachent à l'identification des problématiques à l'œuvre durant le procédé de mise en forme notamment des aciers [Col2010 ; Dietrich+1979 ; Karbasian+2010] ou en lien avec le matériau [Kotkunde+2014a ; Odenberger2005 ; Stutz+2013]. D'autres se focalisent sur le comportement de la tôle de titane à température ambiante [Gilles+2011] ou à haute, voire très haute, température [Combres2010 ; Odenberger+2008b]. Enfin certains auteurs font un lien entre les mécanismes microstructuraux de déformation et les phénomènes physiques macroscopiques pour expliquer et modéliser le comportement de ce type de matériau [Alabort+2015 ; Doquet+2015 ; Julien2017 ; Velay+2016].

La prédiction de la mise en forme par la méthode des éléments finis prend une place de plus en plus importante dans le milieu industriel. Afin de pouvoir prédire le plus précisément possible la formabilité d'une nouvelle pièce, il faut identifier dans un premier temps le comportement du matériau via des modèles mathématiques [Firat+2008 ; Odenberger+2013b ; Simon+2005a]. Ces modèles une fois implantés dans le code de calcul, permettent la prédiction numérique de la formabilité d'une pièce [Åkerström2006 ; Chartrel2016 ; Odenberger+2011].

Cette synthèse bibliographique s'intéresse à différents axes de recherche complémentaires qui seront indispensables à la compréhension des problématiques étudiées dans ces travaux de thèse. Dans un premier temps, une **présentation des alliages de titane** traitant des aspects métallurgiques et de leur dépendance aux phénomènes thermiques et mécaniques est abordée. Dans un second temps, un état de l'art sur **les procédés**

de mise en forme utilisés pour les tôles de titane et plus particulièrement sur le procédé d'emboutissage à chaud en général est présenté. Une troisième partie traite de la modélisation du comportement mécanique des alliages de titane et des matériaux métalliques sous forme de tôles. Enfin un bref aperçu des méthodes et instruments de caractérisation des matériaux sous forme de tôles à haute température est proposé.

1.1 Le titane et ses alliages

1.1.1 Généralités sur le titane et ses alliages

Le titane est un élément chimique métallique de symbole « Ti » et de numéro atomique 22. Il est présent sur la croûte terrestre à un niveau d'environ 0,6% en masse et est donc le quatrième métal le plus abondant après l'aluminium (8%), le fer (5%) et le magnésium (2%) [Skinner1979]. Ce matériau a, pour la première fois, été identifié par le révérent anglais Gregor en 1791, amateur de minéralogie, puis par le chimiste allemand Klaproth en 1795. Ce n'est qu'à partir du XX^{ème} siècle qu'un procédé d'extraction commercialement attractif est développé par Kroll au Luxembourg [Lütjering+2007]. L'extraction du titane métallique est réalisée en plusieurs étapes successives complexes dont le minerai de départ est soit du rutil (TiO_2) soit de l'ilménite ($FeTiO_3$). Le titane métallique ainsi obtenu, à partir du minerai, est appelé éponge du fait de son aspect.

L'apparition de ce métal dans l'industrie est notable après la deuxième guerre mondiale et s'intensifie dans les années 1950. Ainsi les premiers alliages à base d'aluminium (Ti-5Al-2,5Sn) font leur apparition pour des applications à hautes températures et présentent une résistance accrue par rapport au titane commercialement pur ($R_m^{T40} = 460 \text{ MPa} / R_m^{Ti-5Al-2,5Sn} = 970 \text{ MPa}$). Dans les années suivantes, de nouveaux alliages, tel que le Ti-6Al-4V, émergent. Cet alliage reste le plus utilisé encore actuellement grâce à un rapport résistance / masse volumique supérieur à celui des aciers et des aluminiums [Lütjering+2007].

Les applications techniques des alliages de titane se retrouvent traditionnellement dans les secteurs aéronautiques, principalement pour les turboréacteurs, grâce aux excellentes propriétés mécaniques à hautes températures que présentent ces matériaux [Blau+1998]. De plus, ses propriétés de résistance à la corrosion lui confèrent de bonnes propriétés en milieux hostiles, comme les milieux marins. Le secteur médical utilise également le titane du fait de sa biocompatibilité par exemple pour des implants dentaires [Froes+2018]. On trouve d'autres applications dans les secteurs sportifs ou ceux de la mode toujours pour son rapport résistance / masse volumique supérieur à celui des autres métaux.

L'**industrie aéronautique** est depuis toujours le plus grand consommateur de titane et notamment des alliages T40 et Ti-6Al-4V comme le précise Veiga et al. [Veiga+2012]. L'alliage T40 est un alliage de titane de grade 2¹, dit commercialement pur (environ 99% de titane pur en masse). Il présente une forte résistance combinée à une bonne formabilité et une résistance élevée à la corrosion. Cependant, l'alliage T40 est principalement utilisé à température ambiante car il présente une chute rapide de ses caractéristiques mécaniques lorsque la température croît [Boyer+1994]. L'alliage de titane Ti-6Al-4V est un alliage de grade 4. Il présente des caractéristiques mécaniques supérieures à celle du T40 surtout à hautes températures. Cependant sa mise en forme à température ambiante étant restreinte, celle-ci est mise en œuvre à hautes températures et est principalement réalisée par formage superplastique [Bellet1988].

1.1.2 Aspect cristallographique du titane pur

D'après Lütjering [Lütjering+2007], la structure cristallographique du titane pur, stable à température ambiante, est composée d'une unique phase. Il s'agit de la phase α solide correspondant à un réseau cristallin hexagonal pseudo-compact (HC) de paramètres de maille : $a = 2,95 \text{ \AA}$ et $c = 4,682 \text{ \AA}$. Les plans pyramidaux ou prismatiques (suivant les éléments d'alliages) deviennent les plans atomiques possédant une densité plus importante, favorisant ainsi le glissement comme le présente la figure 1.1. La multiplicité des plans de glissement (cf. figures 1.1 et 1.2) qui en résulte explique la grande ductilité du titane [Balasubramanian+2002].

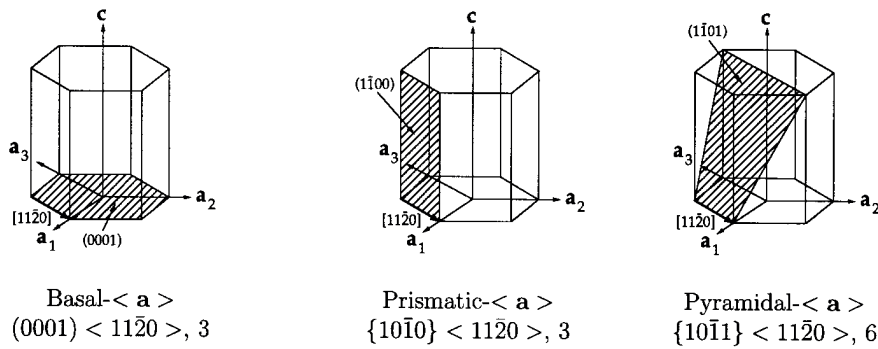


Figure 1.1 – Plans caractéristiques de la maille hexagonale [Balasubramanian+2002].

Le titane suit une transformation allotropique (phase $\alpha \rightarrow$ phase β) lors du passage au-dessus de la température de transus (T_β) [Combres2010] ($882,5^\circ\text{C}$ pour le titane pur). Au-dessus de la température de transus T_β , cette structure se transforme en phase β solide; une structure cristalline cubique centrée (CC - $a = 3,32 \text{ \AA}$) comme l'illustrent les figures 1.2 et 1.3 suggérées par Combres [Combres2013]. Cette transformation allotropique peut être envisagée suivant deux points de vue : métallurgique comme le

1. le grade est défini en fonction des caractéristiques physiques et des applications des différents alliages par la norme ASTM [ASTM2009].

suggère Burgers et al. [Burgers1934] ou thermodynamique comme le montre Bieler et al. [Bieler+2002].

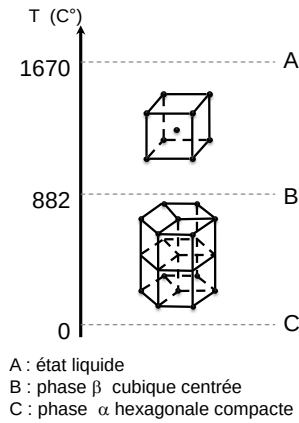


Figure 1.2 – Structure cristallographique du titane en fonction de la température [Combres2013].

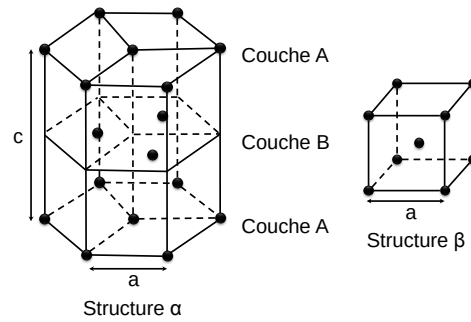


Figure 1.3 – Représentation des structures cristallographiques des phases α et β [Combres2013].

1.1.3 Les alliages base titane

Le titane pur n'est pas utilisé pour la fabrication de pièces mécaniques [Leyens+2003 ; Veiga+2012 ; Vydehi Arun2006]. Afin d'améliorer les propriétés du matériau pur, il est nécessaire d'ajouter certains éléments d'alliages [Beal+2006 ; Bieler+2002]. Chaque élément confère au matériau des propriétés différentes [Hickman1969]. Ils peuvent stabiliser soit la phase α soit la phase β . Les différents alliages peuvent alors être regroupés en trois catégories [Combres2010 ; Veiga+2012] :

- Les éléments alphagènes ou α -stabilisants (aluminium (Al), azote (N), carbone (C) et oxygène (O)) qui favorisent l'apparition de phase α et augmentent la valeur de la température de transus T_β .
- Les éléments bêtagènes ou β -stabilisants (chrome (Cr), fer (Fe), molybdène (Mo), silicium (Si) et vanadium (V)) qui exhortent l'apparition de phase β et diminuent la valeur de la température du transus T_β .
- Les éléments neutres (étain (Sn), zirconium (Zr) et hafnium (Hf)) qui n'ont pas d'influence sur la création et la stabilisation de phases mais modifient les propriétés finales du matériau.

Ces éléments d'alliage peuvent être intégrés dans la matrice suivant deux phénomènes, soit d'insertion, soit de substitution [Combres2010]. Les éléments d'insertion se localisent au cœur de la maille tandis que les éléments de substitution remplacent un élément de la maille. Ces éléments d'addition ont une influence directe sur les propriétés de

chacune des phases, sur les équilibres thermodynamiques et conditionnent la cinétique de transformation allotropique.

La modification des propriétés mécaniques imputées à l'addition d'éléments d'alliage va engendrer des modifications de propriétés mécaniques et physiques. Ainsi et comme le suggère Combres [Combres2013], les alliages α présenteront une bonne tenue au fluage et une soudabilité améliorée tandis que les alliages $\alpha + \beta$ et β présenteront eux des résistances mécaniques accrues et une facilité de mise en forme plus élevée ainsi qu'une meilleure réponse aux traitements thermiques. Dans le cas de la mise en forme, les alliages $\alpha + \beta$ sont les plus utilisés puisque ce sont eux qui présentent le meilleur rapport ductilité / résistance mécanique en fonctionnement.

1.1.4 L'alliage de l'étude

L'alliage Ti-6Al-4V, TA6V ou VT-6 de l'étude, d'une épaisseur de 1,6 mm et fourni par VSMPO, possède une composition chimique normalisée par l'ASTM [ASTM2009] rappelée à la deuxième ligne du tableau 1.1.

Tableau 1.1 – Composition chimique (en % massique) de l'alliage Ti-6Al-4V préconisée par l'ASTM [ASTM2009] et composition de l'alliage de l'étude.

	<i>Al</i> (%)	<i>V</i> (%)	<i>C_{max}</i> (%)	<i>O_{max}</i> (%)	<i>N_{max}</i> (%)	<i>H_{max}</i> (%)	<i>Fe_{max}</i> (%)	<i>Autre élém.</i> <i>max chacun</i> (%)
ASTM	5,5-6,75	3,5-4,5	0,08	0,2	0,05	0,015	0,4	0,1
TA6V étude	6,46	4,23	0,011	0,174	0,005	0,0125	0,21	<0,001

Cette norme définit des plages de teneur admissible pour l'aluminium (*Al*) ainsi que pour le vanadium (*V*) et des teneurs maximales à ne pas dépasser pour les autres éléments d'alliage (cf. tableau 1.1) .

Les deux éléments d'alliage tel que l'aluminium (*Al*) et le vanadium (*V*) nous intéressent plus particulièrement. Ce sont des éléments de substitution. Comme le précise Combres [Combres2010], l'aluminium durcit la phase α , augmente la résistance mécanique ainsi que la tenue au fluage et diminue la ductilité. Il est limité à une teneur de 7% en masse afin d'éviter la précipitation du composé intermétallique fragilisant Ti_3Al . Le vanadium favorise la ductilité et diminue la tenue à l'oxydation. Lütjering [Lütjering+2007] souligne que son utilisation en présence d'aluminium permet de réduire la tendance à la fragilisation de l'alliage.

La composition chimique de l'alliage de l'étude, identifiée par le fournisseur, est présentée en troisième ligne du tableau 1.1. On peut remarquer qu'elle respecte bien la norme définie par l'ASTM.

1.2 Comportement de l'alliage Ti-6Al-4V

1.2.1 Description des propriétés physiques de l'alliage de l'étude : Ti-6Al-4V

Dans cette section, les données du comportement mécanique de l'alliage Ti-6Al-4V issues de la littérature sont exposées. Ces observations serviront de base au choix des essais mécaniques de caractérisation à réaliser ainsi qu'à la modélisation du comportement mécanique.

Ce matériau présente de nombreuses caractéristiques intéressantes pour plusieurs domaines d'application tel que le médical (bio-compatibilité), l'industrie automobile (rapport résistance/densité), maritime (résistance à la corrosion) ou aéronautique (rapport résistance/densité, résistance à la corrosion, ...) [Blau+1998]. Les différentes propriétés thermo-élastiques de l'alliage Ti-6Al-4V ont pu être mises en évidence grâce à cette étude bibliographique et sont synthétisées dans le tableau 1.2. Dans les paragraphes suivants, nous nous concentrerons sur quelques propriétés de cet alliage ainsi que sur les phénomènes physiques adjacents observés.

Tableau 1.2 – Propriétés de l'alliage de titane Ti-6Al-4V à différentes températures.

<i>Propriétés</i>	<i>Valeurs</i>	<i>Références</i>
coefficient de poisson (T=20°C)	0.33	1
dureté Vickers	350 MPa	1
module d'Young (T=20°C)	110 GPa	1, 2
module d'Young (T=400°C)	82 – 90 GPa	3, 4
module d'Young (T=600°C)	76 – 80 GPa	5
limite d'élasticité (T=20°C)	828 – 1075 MPa	6, 2
limite d'élasticité (T=400°C)	400 – 530 MPa	3, 4
limite d'élasticité (T=600°C)	380 – 450 MPa	3
transus bêta T_β	980 – 1000°C	6, 7
masse volumique (T=20°C)	4420 – 4520 kg/m ³	1, 7
coefficient de dilatation thermique	8, 8.10 ⁻⁶ K ⁻¹ (à 100°C)	8

¹[Robert2007], ²[Tuninetti+2015], ³[Vanderhasten2007], ⁴[Kotkunde+2017],
⁵[Odenberger+2013a], ⁶[Combres2010], ⁷[Blau+1998], ⁸[Lütjering+2007].

Le comportement plastique constitue également une propriété essentielle pour cette étude. Dans leur ouvrage, Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] expliquent que la déformation plastique est une déformation irréversible qui exhibe à l'échelle macroscopique des mécanismes à l'œuvre à l'échelle atomique (mouvement des dislocations, diffusion des atomes ...) et à l'échelle microscopique (morphologies des phases en présence et leurs dimensions caractéristiques). Ces travaux de thèse se basent sur une échelle

macroscopique et phénoménologique cependant la compréhension des phénomènes physiques associés est nécessaire.

La caractérisation de ce comportement mécanique (comportement plastique) fait l'objet de nombreuses études. Les paragraphes suivants présentent les résultats issus de diverses études scientifiques sur le comportement de l'alliage de Ti-6Al-4V.

1.2.2 Influence de la température

Dans leurs travaux de recherche, Lecomte [Lecomte2000], Odenberger et al. [Odenberger+2013a] ou encore Vanderhasten [Vanderhasten2007] montrent que l'élévation de la température engendre une diminution du module d'Young ainsi que de la limite d'élasticité, ce qui permet d'augmenter la formabilité des tôles comme le suggère la figure 1.4. Ainsi sur les figures 1.4a et 1.4b, la chute de la limite et du module d'élasticité liée à l'élévation de température sont mis en évidence.

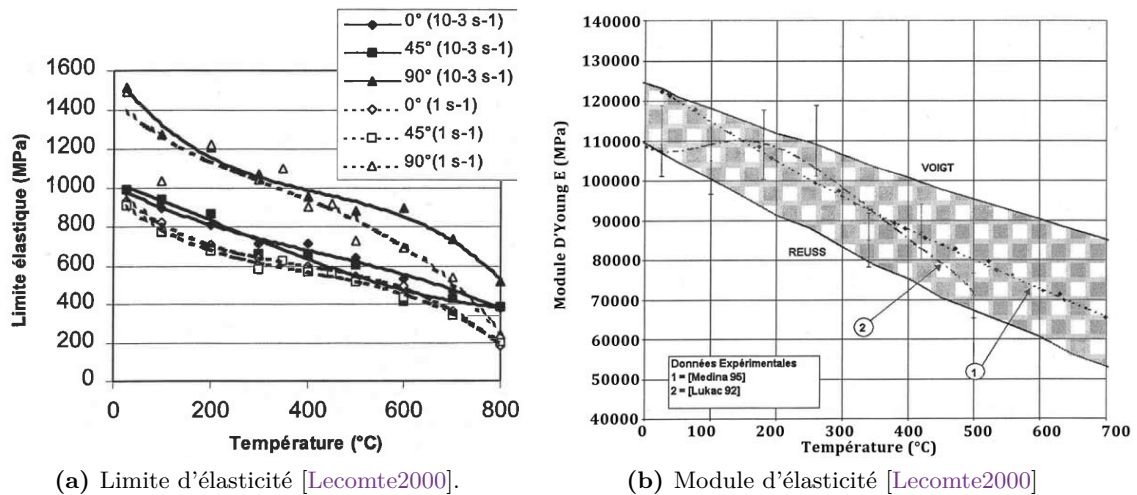


Figure 1.4 – Influence de la température sur la limite et le module d'élasticité pour un alliage de Ti-6Al-4V.

Pour les températures considérées dans ces travaux ($< 700^{\circ}\text{C}$), la figure 1.4b présentée par Lecomte [Lecomte2000] est en accord avec les données identifiées par Odenberger et al. [Odenberger+2013a] ou Vanderhasten [Vanderhasten2007].

De plus, pour des températures comprises entre 630°C et 730°C , des effets d'anisotropie plastique sont présents et évoluent avec la température comme le présente Chartrel [Chartrel2016] dans son manuscrit de thèse. La figure 1.5 montre l'évolution du coefficient de Lankford en fonction de la température, de la vitesse de sollicitation et de l'orientation. Ainsi, lorsque la température augmente, les coefficients d'anisotropie ont tendance à tendre vers 1 soit vers un matériau à comportement isotrope.

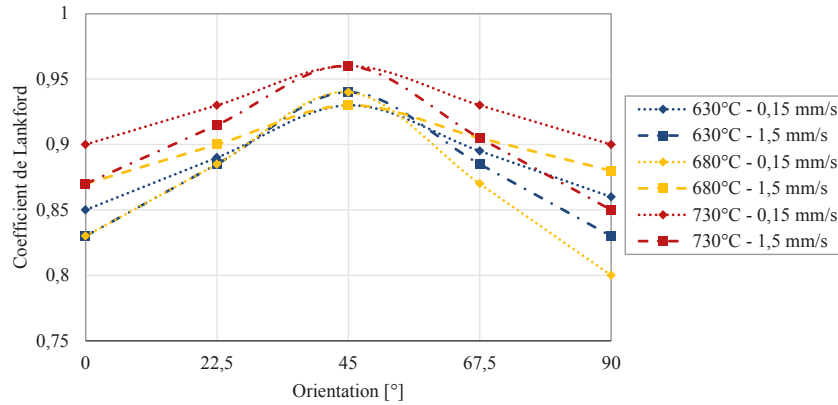


Figure 1.5 – Evolution du coefficient de Lankford en fonction de la température et de la vitesse de sollicitation [Chartrel2016].

Le coefficient d'anisotropie plastique, ou coefficient de Lankford, traduit la propriété de dépendance d'un matériau à la direction de sollicitation. Il est défini par le rapport des déformations plastiques transversale ε_{yy} et dans l'épaisseur ε_{zz} lors d'un essai de traction (ou compression) monotone. Ce paramètre est expliqué plus en détail dans la partie 1.5.2.

L'élévation de température a également un effet sur l'allongement à rupture du matériau. De nombreuses études [Odenberger+2013a ; Vanderhasten2007 ; Velay+2014] montrent que les alliages de titane présentent des taux d'allongement maximaux importants lorsque la température de sollicitation est augmentée. Ainsi la figure 1.6, issue des travaux de Hamilton et al. [Hamilton1987], montre l'évolution de la déformation vraie en fonction de la température. On remarque que pour des températures très élevées ($T \simeq 900^\circ\text{C}$) le matériau présente des taux d'allongement pouvant atteindre plus de 800%.

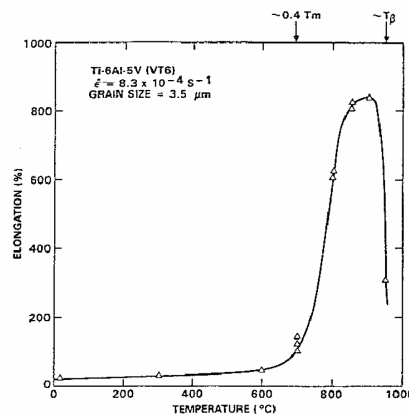


Figure 1.6 – Allongement en fonction de la température pour un alliage de Ti-6Al-4V [Hamilton1987].

Enfin dans son étude sur le Ti-6Al-4V, Vanderhasten [Vanderhasten2007] montre l'évolution du pourcentage de phase en fonction de la température. Ainsi, la figure 1.7 montre que pour des températures supérieures à 800°C le pourcentage de phase évolue significativement. Pour les températures de cette étude ($T < 700^{\circ}\text{C}$), ce pourcentage n'évolue que de 3%.

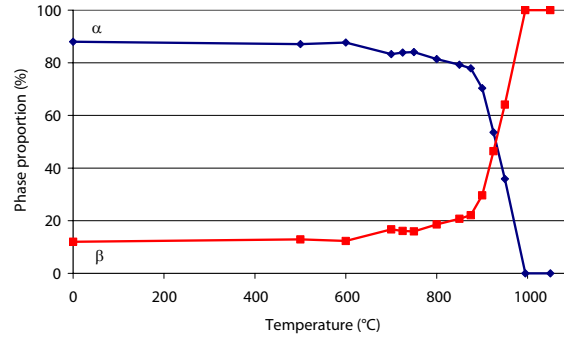


Figure 1.7 – Evolution du pourcentage de phase α et β en fonction de la température pour un alliage de titane Ti6Al-4V [Vanderhasten2007].

1.2.3 Influence de la vitesse de déformation

La vitesse de déformation joue également un rôle important dans le comportement du matériau. Dans les travaux de Majorell et al. [Majorell+2002], Vanderhasten et al. [Vanderhasten+2008], ainsi que Lecomte [Lecomte2000] ou Chartrel [Chartrel2016], les auteurs mettent en évidence que la vitesse de déformation a une influence sur la contrainte d'écoulement plastique.

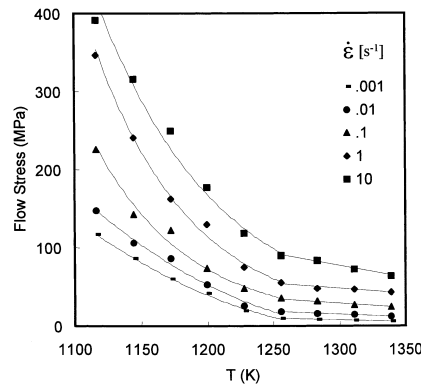


Figure 1.8 – Contrainte d'écoulement plastique en fonction de la température et de la vitesse de déformation [Majorell+2002].

La figure 1.8 présente l'évolution de la contrainte d'écoulement plastique en fonction de la température pour plusieurs vitesses de déformation. Ainsi pour une même température, on peut observer une chute de contrainte en lien avec la vitesse de déformation (de 10^{-3} s^{-1} à 10 s^{-1}). A 830°C , cette baisse est de l'ordre de 300 MPa et cet écart augmente lorsque la température diminue. Ceci justifie la prise en considération de la

part visqueuse du matériau, illustrée par un niveau de contrainte qui va dépendre de la vitesse de sollicitation.

1.2.4 Anisotropie des tôles laminées

L'anisotropie des tôles de titane a fait et fait encore l'objet de nombreuses études (Roth et al. [Roth+2014], Tuninetti et al. [Tuninetti+2014], Gilles et al. [Gilles+2011], Tritschler et al. [Tritschler+2014]). La figure 1.9 présente les résultats de l'étude de Gilles et al. [Gilles+2011] sur un alliage Ti-6Al-4V à température ambiante.

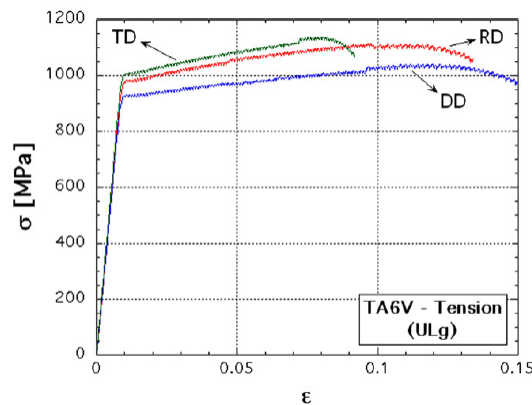


Figure 1.9 – Essais de traction uniaxiale suivant trois directions de prélèvement [Gilles+2011].

Ces trois essais de traction monotone montrent une évolution de la limite d'élasticité en fonction de la direction de sollicitation. Ainsi, un écart de près de 100 MPa est observé entre les deux valeurs extrêmes. Lütjering et al. [Lütjering+2007] et Combres [Combres1999] expliquent cette différence de réponse du matériau, suivant l'orientation de sollicitation, par deux phénomènes : le laminage et la structure cristalline. L'opération de laminage, permettant d'obtenir un matériau sous forme de tôle, va inévitablement induire une anisotropie très marquée du matériau à la sortie du laminoir, comme le suggère Combres [Combres1999], par texturation de ce dernier. De plus, la structure cristalline joue un rôle important. L'alliage Ti-6Al-4V est composé à près de 90% de phase α de structure cristalline hexagonale compacte (HC). Lütjering et al. [Lütjering+2007] rappelle que ce type de structure induit une anisotropie (cf. figure 1.1).

1.2.5 Dissymétrie de réponse en traction-compression

Les travaux de Tritschler et al. [Tritschler+2014] menés à température ambiante mettent en évidence la dissymétrie en traction compression. La figure 1.10 montre l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour des essais de traction et de compression. La réponse en compression présente une limite d'élasticité plus faible qu'en traction mais une évolution de l'écrouissage similaire.

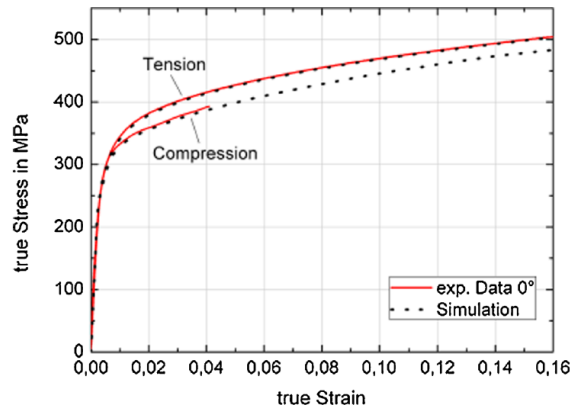


Figure 1.10 – Comparaison des réponses en traction et compression [Tritschler+2014].

Lütjering et al. [Lütjering+2007] explique que cette dissymétrie provient également de la structure cristalline hexagonale compacte de la phase α . Odenberger et al. [Odenberger+2013a] réalisent des essais à 400°C sur un alliage de titane Ti-6Al-4V et identifient une dissymétrie plus marquée dans la direction de laminage que dans la direction transverse. Ainsi les limites d'élasticité, identifiées par les auteurs, sont de 681 MPa en traction et 596 MPa en compression, soit un écart de 85 MPa.

1.2.6 Réponse mécanique en sollicitation alternée

Un autre phénomène qui pourrait être mis en évidence est la réponse du matériau soumis à un chargement non monotone de type traction - compression. Lors d'une opération d'emboutissage simple, comme proposée par la figure 1, la zone de la pièce située entre les deux rayons va passer par différents stades de pliage - dépliage. La tôle subira donc un chargement complexe comme le suggère Col dans son ouvrage sur l'emboutissage [Col2010].

Les études de Simon et al. [Simon+2005b] et de Sabourin et al. [Sabourin+2005] concernant le pliage et dépliage d'une éprouvette permettent de mettre en évidence que la réponse d'un matériau métallique est différente suivant le cycle qu'elle suit. La figure 1.11 illustre le trajet de chargement que subit une éprouvette lors d'une opération de pliage - dépliage. Ce trajet de chargement se retrouvera dans la partie de la tôle située à la sortie d'un rayon d'entrée de matrice, d'où l'importance de la prise en considération d'un chargement complexe de type traction - compression.

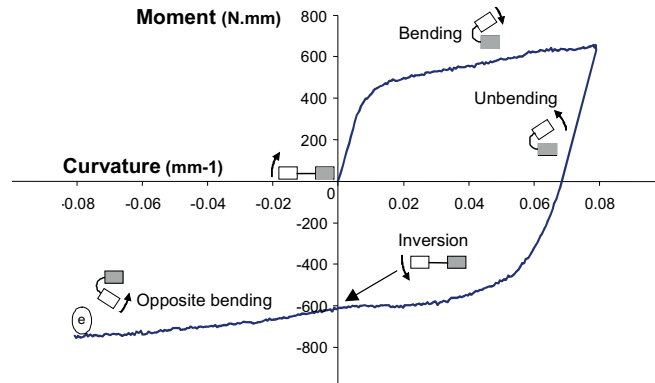


Figure 1.11 – Diagramme d'une opération de pliage-dépliage [Sabourin+2005].

1.2.7 Influence de la taille des grains

Dans des études sur le formage superplastique, soit à très hautes températures, Velay et al. [Velay+2016] et Alabort et al. [Alabort+2015] montrent que la taille de grain des alliages de Ti-6Al-4V a une influence directe sur le niveau de contrainte maximal ainsi que sur le taux d'allongement obtenu lors d'essais de sollicitations monotones. Dans leur article, Velay et al. [Velay+2014] observent des différences de comportement notables pour un alliage Ti-6Al-4V ayant des microstructures initiales différentes caractérisées par une taille de grains de $0,5 \mu\text{m}$ pour l'une, et $3 \mu\text{m}$ pour la seconde. Cette microstructure influence grandement le comportement de l'alliage entraînant une diminution de la contrainte d'écoulement ainsi qu'une augmentation de l'allongement pour la microstructure la plus fine comme le montre la figure 1.12. Il est donc important de connaître le type de microstructure ainsi que la taille de grain afin de pouvoir comparer des résultats ou compléter des bases d'essais.

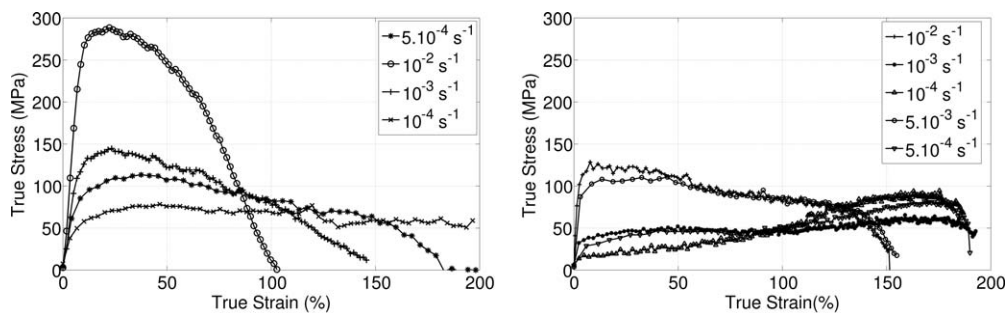


Figure 1.12 – Réponse contrainte - déformation à $T = 750^\circ\text{C}$ et différentes vitesses de déformation pour la microstructure à grains fins (gauche) et à grains ultrafins (droite) [Velay+2014].

A présent que les divers paramètres pouvant influencer le comportement de l'alliage de titane ont été présentés, le procédé de mise en forme ainsi que ses problématiques sont exposés.

1.3 Généralités sur les procédés de mise en forme de tôles

La mise en forme de produits minces, comme le suggère Col [Col2010], regroupe un ensemble de techniques successives à ne pas confondre : laminage, profilage, pliage, emboutissage, etc. Dans le cadre de ce projet, nous nous intéressons au procédé d'emboutissage.

Selon Col [Col2011b], l'emboutissage de tôles est un terme technique qui définit une opération mécanique permettant la transformation permanente d'une tôle plane et mince en une pièce de forme tridimensionnelle complexe et non développable sous l'action d'outils. L'outillage est composé, à minima, d'une matrice, d'un poinçon et d'un serre-flan qui permettent la mise en forme comme l'illustre la figure 1.13. L'opération d'emboutissage (cf. figure 1) consiste, tout d'abord, à serrer la tôle entre le serre-flan et la matrice. Ensuite, le poinçon descend dans la matrice. Au cours de ce mouvement, le serre-flan contrôle l'écoulement de la tôle afin que cette dernière épouse la forme du poinçon et de la matrice en se déformant plastiquement. Enfin, le poinçon retourne à sa position initiale pour permettre l'éjection de la pièce. Lors de cette dernière étape (éjection), les pièces subissent un retour élastique dû aux contraintes internes induites dans le matériau lors de la mise en forme comme l'expliquent Banabic et al. [Banabic2010] dans leur ouvrage.

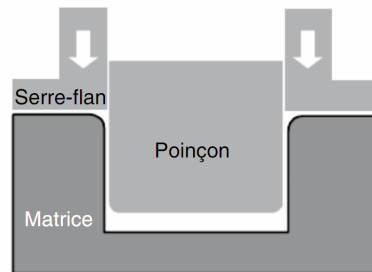


Figure 1.13 – Outils considérés pour une opération d'emboutissage [Col2010].

L'écrouissage engendré par la déformation plastique lors de l'opération de mise en forme permet d'augmenter les propriétés mécaniques du matériau en terme de limite d'élasticité. Ainsi, Col [Col2011b] précise que pour une résistance mécanique identique, des gains de matière sont donc réalisés. Un autre avantage réside dans l'amélioration de l'état de surface des pièces embouties en comparaison des pièces moulées (tôles pré-peintes ou pré-imprimées). Les opérations de finition très couteuses comme le polissage sont ainsi évitées [Col2011a].

En revanche, selon Col [Col2010] et Marciniak et al. [Marciniak+2002], il est nécessaire de maîtriser l'écoulement de la tôle lors de la mise en forme. Ainsi l'opération d'emboutissage

est, le plus souvent, effectuée au travers de plusieurs étapes successives donnant lieu à une gamme d'emboutissage [RondéOustau1995] ou procédé d'emboutissage (succession d'opérations unitaires), afin d'assurer la réalisation d'une pièce sans défaut. Ceci aura une influence directe sur la complexité des outillages. Outre la complexité de ces outils, qui vont également dépendre de la complexité de la forme à obtenir, de nombreux paramètres vont considérablement influencer le résultat des opérations. Ces paramètres peuvent être de deux natures : procédé et matériau [Col2011b ; Marciniak+2002].

Aujourd'hui, la conception de ces moyens de production repose essentiellement sur l'expérience de quelques spécialistes dans les entreprises. Il existe quelques règles métiers notamment proposées par le Centre Technique des Industries Mécaniques (CeTIM), dans des ouvrages tels que « Le précis de construction mécanique » coédité par l'Association Française de Normalisation [Dietrich+1979], les techniques de l'ingénieur ou encore des documents CNOMO (Comité de normalisation des moyens de production créé par les groupes PSA Peugeot Citroën et Renault) [PSA et Renault2017]. Comme le précise Banabic et al. [Banabic2010], ces règles ne sont certainement pas suffisantes à l'obtention d'une pièce conforme. C'est pourquoi la mise en œuvre de simulations numériques (M.E.F.) est nécessaire afin de prédire la mise en forme et affiner les paramètres procédé par l'utilisation de logiciels métiers (PAM STAMP®, AutoForm®, ...) ou généralistes (Abaqus®, LS DYNA®, Marc®, ...) d'aide à la conception des opérations et des procédés de mise en forme.

1.3.1 Mise en forme des tôles d'alliage de titane

Comme indiqué dans l'introduction générale, la mise en forme des tôles de titane peut se faire via trois procédés considérant trois gammes de températures : formage à froid, formage à chaud et formage superplastique.

1.3.1.1 Le formage à froid

La mise en forme à froid, généralement utilisée pour les alliages de titane très ductiles tel que les alliages T40 ou T60 [Chartrel2016], permet des opérations de mise en forme simple, demandant de faibles allongements et des précisions dimensionnelles larges. A cette température, les procédés de mise en forme utilisés sont l'emboutissage [Revilbaudard2010], l'hydroformage [Djavanroodi+2010] ou encore le formage incrémental [Balcaen2013].

Comme le suggère Gilles et al. [Gilles+2011], le titane et ses alliages sont très sensibles à la vitesse de déformation et un meilleur degré de formabilité est obtenu lorsque la vitesse de déformation est très faible ($10^{-4}s^{-1}$) à température ambiante.

1.3.1.2 Le formage à chaud

Le formage à chaud (*Hot Forming* ou HF) est une opération de mise en forme couramment utilisée dans l'industrie aéronautique pour mettre en forme des produits minces d'alliage de titane entre 750°C et 890°C comme le montre Stutz et al. [Stutz+2013]. Ce procédé permet d'obtenir des allongements plus importants mais pour des formes géométriques "simples". Les opérations de formage à chaud des alliages de titane ont été étudiées par Odenberger et al. [Odenberger+2008b] ou encore par Chartrel et al. [Chartrel2016] comme le présente la figure 1.14a sur une pièce à géométrie complexe. L'emboutissage à chaud au sens du contrôle de l'écoulement de matière dans la matrice n'a, pour l'instant, fait l'objet que de très peu d'études. Celles qui ont pu être identifiées sont les travaux de Kotkunde [Kotkunde+2014c] sur l'emboutissage à chaud de gobelet (cf. figure 1.14b) ainsi que ceux de Stutz [Stutz+2013] sur l'emboutissage à chaud d'une pièce en forme de U (cf. figure 1.14c). À la vue du nombre restreint de travaux scientifiques concernant l'emboutissage (avec serre-flan) à chaud des alliages de titane, cette partie sera consacrée à une étude plus large des différents moyens utilisés pour la mise en forme à haute température de tôles.

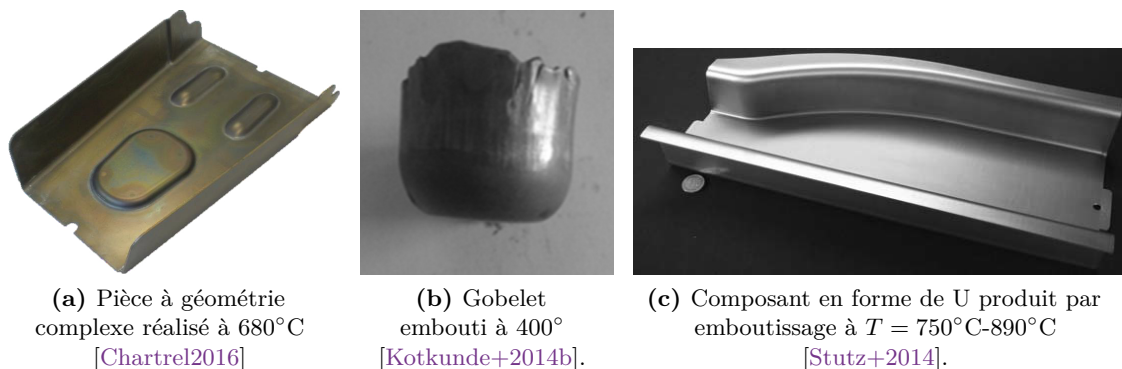


Figure 1.14 – Exemples de pièces réalisées par formage hautes températures [Chartrel2016], [Kotkunde+2014b], [Stutz+2014].

1.3.1.3 Le formage superplastique *SPF*

D'après Blandin et al. [Blandin+1996], sous certaines conditions de température, de vitesse de déformation et de taille de grain, certains alliages métalliques présentent des propriétés superplastiques. Cette caractéristique a originellement été utilisée, sur les alliages de titane, afin de développer un nouveau procédé : le Formage Super Plastique (*SuperPlastic Forming* ou SPF) comme le présente Bellet dans ses travaux de thèse [Bellet1988]. Le formage superplastique des alliages de titane est réalisé à une température avoisinant 900°C (pouvant varier suivant l'alliage et sa microstructure). Ce procédé considère toujours des températures en dessous du transus T_β et des vitesses de déformation très faibles (de l'ordre de $10^{-4}s^{-1}$ – $10^{-3}s^{-1}$). Cependant, du fait des

faibles vitesses de déformation et des très hautes températures nécessaires au procédé, le SPF reste une solution de mise en forme de durée importante (de l'ordre de l'heure) [Combres1999] mais essentielle pour la fabrication de certaines pièces possédant un haut degré de complexité [Lütjering1998] et offrant des gains de masse et prix de revient par rapport à des procédés alternatifs [Combres1999].

1.3.2 Le procédé d'emboutissage à chaud

L'emboutissage à chaud vise à augmenter la formabilité d'une tôle en augmentant sa température lors de la mise en forme [Neugebauer+2006]. Il peut se faire suivant un procédé isotherme ou anisotherme. La logique isotherme conduit à maintenir les outils et la tôle à la même température afin de s'affranchir des possibles échanges thermiques qui pourraient survenir lors de l'opération d'emboutissage et qui engendreraient des défauts de mise en forme [Odenberger2009]. Cette technique a, dans un premier temps, été développée pour l'emboutissage des tôles fortes [Karbasian+2010 ; Turetta+2006], des alliages d'aluminium [Bariani+2013 ; Maeno+2017] et de magnésium [Ghaffari Tari+2013 ; Zhang+2007] dans un souci de réduction de masse des véhicules automobiles [Åkerström2006]. Comme le décrit Karbasian [Karbasian+2010], l'emboutissage à chaud des aciers auto-trempants vise à les porter à une certaine température afin de diminuer leurs limites d'élasticité pour faciliter leur mise en forme, puis de réaliser une trempe de la pièce emboutie afin de lui conférer des caractéristiques mécaniques élevées. Nalewajk [Nalewajk2005] montre, dans ses travaux de thèse, la pertinence d'utiliser l'emboutissage à chaud pour la réalisation de pièces automobiles en alliage d'aluminium. Cette augmentation de température permet la mise en forme de géométries complexes impossibles à obtenir à température ambiante.

1.3.3 Problématique de l'emboutissage à chaud

Dans la littérature, quelques études concernant le formage à chaud du titane ou l'emboutissage à chaud d'autres matériaux permettent d'identifier certains paramètres à prendre en considération. Dans ses travaux de thèse, Odenberger [Odenberger2009] travaille sur le formage à hautes températures de l'alliage Ti-6242. L'auteur conclut que pour une mise en forme isotherme à 400°C un bon degré de formabilité est atteint lorsqu'un effort constant est maintenu ($\approx 15 \text{ min}$) à la fin de l'opération de formage [Odenberger+2008b]. De plus, cette étude a permis de montrer que lorsque l'opération de mise en forme est anisotherme, la formabilité de la tôle est très amoindrie. Chartrel et al. [Chartrel+2013] travaillent sur les opérations de mise en forme de tôle en alliage Ti-6Al-4V par formage à chaud. Au travers de ses différents travaux [Chartrel2016], l'auteur se focalise sur l'identification d'une loi de comportement pour une large gamme de températures et trois alliages de titane (T40, Ti-6Al-4V et Ti-6242) tout en utilisant des procédés de mise en forme "classiques" (élastoformage et formage à chaud).

Pour les opérations d'emboutissage à chaud il faut également considérer les interfaces tôle / outils d'un point de vue mécanique et/ou thermique afin de pouvoir prédire au mieux les efforts de presse, la formabilité des tôles, le retour élastique, etc. La détermination d'un coefficient de frottement entre une tôle et un outil n'est pas aisée. Dans leur travail de revue, Semiatin et al. [Semiatin+1998] montrent que des coefficients de frottement compris entre 0,1 et 0,4 sont utilisés afin de modéliser les efforts de retenue lors de la simulation d'opération d'emboutissage par M.E.F. (Méthode Eléments Finis). Adamus [Adamus2009] explique que ce coefficient de frottement va être influencé par le type d'alliage de titane, le type de matériau des outils et les éléments de lubrification.

Pour clôturer cette partie sur la mise en forme, les paragraphes suivants introduisent les limites de formage. Des outils de prédiction de la rupture des tôles embouties, notamment via les *Courbes limite de Formage* ou CLF ont été développés et sont présentés dans la section suivante.

1.3.4 Limite de formage

Les courbes limites de formage ont été développées au milieu du XX^{ème} siècle par Lankford et Gensamer [Gensamer1946] puis par Keeler et Goodwin [Col2010]. Dans son ouvrage sur l'emboutissage des aciers [Col2010], Col explique en détail les différentes méthodes américaines ("industrielle") et européennes ("laboratoire") utilisées pour établir de tels diagrammes [ISO2008]. En suivant une méthode européenne plusieurs techniques d'identification peuvent être utilisées en réalisant différents essais de type Nakajima ou Marciniak afin de définir les niveaux de déformations critiques dans un diagramme de déformations principales dans le plan de la tôle (ε_1 , ε_2). Ce niveau de déformation est identifié par une mesure de déformation utilisant une grille ou un mouchetis préalablement déposé sur la tôle. Ainsi, les niveaux de déformation à striction peuvent être identifiés suivant plusieurs méthodes utilisant différentes définitions de la striction et fournissant donc des courbes limite de formage différentes. D'autres méthodes pour la définition des CLF sont utilisées, comme le présente Arrieux dans ses travaux [Arrieux1995], avec une définition utilisant les contraintes principales. Ainsi, la représentation devient indépendante des trajectoires de déformations. En outre, Col [Col2010] précise que certains paramètres influencent l'identification de ces courbes. Ainsi, la taille de la grille de mesure, l'épaisseur de la tôle, le frottement, la courbure des outils, et les trajets de chargement vont fortement impacter la prédiction de la mise en forme.

Le dernier paramètre lié au trajet de chargement, nous intéresse particulièrement. En effet, la figure 1.15 [Col2010] montre que, la plupart du temps, les CLF sont définies pour des trajets de chargement monotone, or dans le cas de l'emboutissage, ces trajets de chargement peuvent être plus complexes.

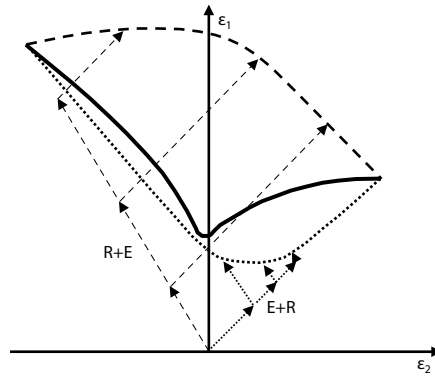
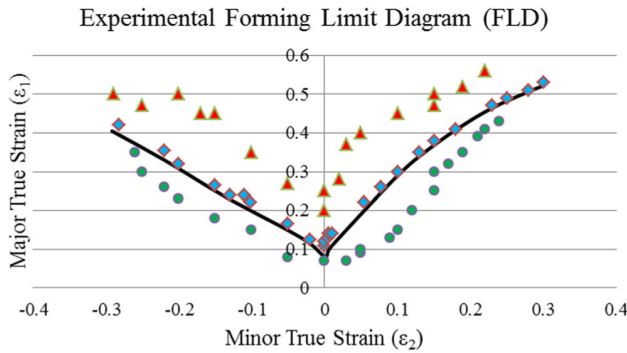
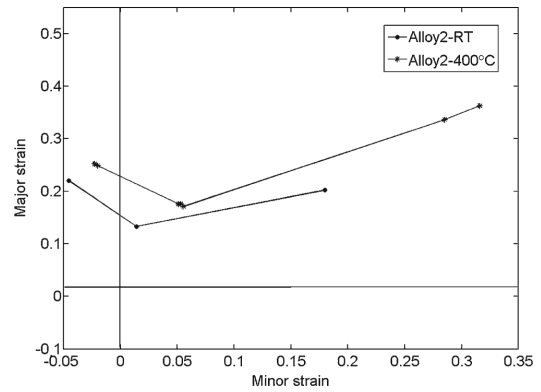


Figure 1.15 – Courbes limite de formage pour différents trajets de chargement [Col2010].

Dans leurs travaux sur l'alliage de Ti-6Al-4V, Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] et Odenberger et al. [Odenberger+2013a] identifient la courbe limite de formage pour leur alliage respectif présentée sur les figures 1.16a et 1.16b par des essais Nakazima. La réalisation de ce type d'essai à haute température reste complexe et nécessite l'utilisation d'appareillage complexe. Ainsi, Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] utilisent un four inductif afin de garantir des essais d'identification isothermes.



(a) CLF pour une épaisseur de 0,9 mm [Kotkunde+2014b]



(b) CLF pour une épaisseur de 2,0 mm [Odenberger+2013a]

Figure 1.16 – Courbes limite de formage pour un alliage de Ti-6Al-4V à 400°C [Kotkunde+2014b] et à température ambiante et à 400°C [Odenberger+2013a].

On peut remarquer que les deux diagrammes réalisés pour un alliage Ti-6Al-4V à la même température ne sont pas identiques. Effectivement pour une déformation transversale ("*minor strain*") nulle, la courbe réalisée par Kotkunde et al. [Kotkunde+2014b] (cf. figure 1.16a) donne une déformation longitudinale ("*major strain*") de 0,076 alors que celle de Odenberger et al. [Odenberger+2013a] (cf. figure 1.16b) propose une déformation longitudinale de 0,23. Comme le suggère Col [Col2010], ces écarts pourraient être dus à

la variation d'épaisseur et à la composition métallurgique des tôles qui ne sont pas tout à fait identiques mais qui respectent la norme ASTM [ASTM2009].

Dans l'industrie, ces courbes limites de formage sont combinées avec l'utilisation des outils de simulation numérique par éléments finis pour prédire la formabilité de nouveaux produits. L'alimentation d'un modèle numérique éléments finis utilise des lois de comportement spécifiques à chaque matériau et à chaque condition de mise en forme. En ce sens, des travaux de modélisation du comportement des matériaux sont indispensables. C'est le sujet de la partie suivante.

1.4 Modélisation du comportement des alliages de titane

La modélisation met en œuvre des équations mathématiques qui traduisent le comportement mécanique du matériau. Cela permet de relier la contrainte et la déformation avec différents paramètres physiques et/ou empiriques.

1.4.1 De la microstructure à la modélisation

La modélisation du comportement d'un matériau peut se faire à différentes échelles, de l'échelle atomique à l'échelle macroscopique. Le choix du type de modélisation va dépendre des résultats escomptés. La dynamique moléculaire [Chipot2002] s'attache à modéliser la répulsion entre les noyaux atomiques et la contribution des électrons en utilisant une équation de mouvement qui permet de suivre les particules à partir d'une situation hors équilibre. La dynamique des dislocations [Ghorbel+2006] permet de prédire l'évolution des dislocations dans un grain et son influence sur le comportement plastique. Les modèles mésoscopiques considèrent quant à eux un volume représentatif (échelle du grain) et se basent sur les scissions critiques du glissement pour identifier le comportement rhéologique global [Bishop+1951]. À l'échelle macroscopique, échelle retenue pour les modélisations mises en œuvre dans cette thèse, la réponse du matériau est réalisée par des modèles phénoménologiques considérant un volume représentatif comprenant un nombre de grains suffisant permettant d'obtenir une réponse unique et indépendante de la zone d'observation. Le comportement est alors identifié par plusieurs séries d'essais expérimentaux. Ces modèles seront utilisés dans des simulations numériques par la Méthode des Éléments Finis (M.E.F.).

A la vue du comportement de l'alliage de titane présenté au paragraphe 1.2, il est important de sélectionner un modèle de comportement adéquat (élasto-plastique, élasto-viscoplastique ou thermo-élasto-viscoplastique pour les cas anisothermes) prenant en considération les différents phénomènes observés.

1.4.2 Modélisation du comportement

Les lois phénoménologiques permettent de décrire le comportement mécanique macroscopique d'un matériau sans pour autant réaliser une étude à des échelles plus fines (mésoscopique et microscopique). Ainsi, il est possible de modéliser la réponse de ce dernier sans réaliser l'identification de paramètres physiques. La détermination des paramètres du modèle est alors réalisée par minimisation de l'écart entre la réponse en contrainte ou en déformation du modèle et celle donnée expérimentalement. Ces lois phénoménologiques peuvent être classées en quatre catégories comme le propose Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] :

- les solides rigides considérés indéformables,
- les solides élastiques à déformation réversible,
- les solides plastiques à déformation permanente après sollicitation,
- les solides "visqueux" à déformation permanente en fonction du temps.

D'après les études réalisées par différents auteurs et présentées dans la section précédente [Alabort+2015 ; Bellet1988 ; Chartrel2016 ; Gilles+2013 ; Kotkunde+2014a ; Majorell+2002 ; Odenberger+2013a ; Odenberger+2008a ; Stutz+2014 ; Tritschler+2014 ; Vanderhastent2007 ; Velay+2014], l'alliage Ti-6Al-4V présente un comportement élasto-viscoplastique. La transition entre les domaines de déformation élastique (réversible) et plastique (irréversible) est prise en compte au travers d'une surface de charge dont l'expression peut s'avérer complexe notamment pour les comportements anisotropes. La part élastique du comportement mécanique du matériau diminue avec l'augmentation de la température. La contribution viscoplastique à la réponse mécanique de l'alliage peut être décomposée en une part visqueuse et une part due à l'écrouissage. Les lois de viscosité, les différentes surfaces de charge et les lois d'évolution de l'écrouissage sont présentées dans les paragraphes suivants.

1.4.3 La modélisation macroscopique du comportement élastique

Les travaux de Gilles et al. [Gilles+2011] portant sur l'alliage Ti-6Al-4V à température ambiante montrent que le matériau présente un comportement élastique isotrope. Cette tendance se vérifie également dans de nombreuses autres études menées par Zhang et al. [Zhang+2014], Tuninetti et al. [Tuninetti+2015], Kotkunde et al. [Kotkunde+2014d] ou encore Chartrel [Chartrel2016] sur différents alliages de titane. Pour modéliser le comportement élastique du titane, les auteurs utilisent donc une loi d'élasticité isotrope (la loi de Hooke). Cette loi de comportement élastique linéaire est définie sous forme tensorielle par l'équation 1.4.1.

$$\bar{\sigma} = \bar{C}_e : \bar{\varepsilon}^{el} \quad (1.4.1)$$

avec $\overline{C}_e$ le tenseur d'élasticité isotrope d'ordre quatre défini par le module d'Young E et le coefficient de poisson ν , $\overline{\sigma}$ le tenseur des contraintes et $\overline{\varepsilon}^{el}$ le tenseur des déformations élastiques.

1.4.4 La modélisation macroscopique du comportement viscoplastique

Comme le suggère Lemaitre et al. [Lemaitre+2009], la modélisation du comportement viscoplastique prend en considération un certain nombre de composants telle que la surface seuil et son évolution au travers de variables d'écrouissage. Les paragraphes suivants sont dédiés à la compréhension de ces phénomènes.

1.4.4.1 Surface seuil ou critère de plasticité

On distingue un grand nombre de critères de plasticité qui peuvent être classés en deux catégories : isotropes ou anisotropes, comme le décrit Chaboche [Chaboche2008]. L'anisotropie d'un matériau signifie que la réponse mécanique est différente selon la direction de sollicitation (l'isotropie est donc, a contrario, une réponse identique indépendamment de la direction de sollicitation). Généralement pour les tôles minces, le sens de laminage est pris comme direction de référence. La direction 0° est donc définie comme celle de laminage.

Les critères de plasticité anisotropes sont classiquement divisés en deux sous-catégories comme le suggère Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] :

- On nommera critère anisotrope quadratique, tous les critères qui définissent la surface de charge par des fonctions quadratiques. Ces critères sont surtout utilisés pour la modélisation du comportement anisotrope des aciers.
- Les autres sont dits critères non quadratiques. Ils ont été développés dans l'optique d'une modélisation de l'anisotropie des alliages d'aluminium et autres matériaux à structure cristalline complexe.

Les critères isotropes

Le critère de von Mises. Ce critère de plasticité dépend du second invariant J_2 et du déviateur des contraintes $\overline{S}$. Il peut s'exprimer de la façon suivante en considérant σ_y comme la limite d'élasticité obtenue en traction :

$$f = f(J_2, \sigma_y) = \sigma_{eq} - \sigma_y = \sqrt{3J_2} - \sigma_y = \sqrt{\frac{3}{2} \overline{S} : \overline{S}} - \sigma_y \quad (1.4.2)$$

avec $\overline{S} = \overline{\sigma} - \frac{1}{3} Tr(\overline{\sigma}) \overline{I}$.

Dans l'espace des contraintes, ce critère peut s'écrire :

$$f = \sqrt{\frac{1}{2} \left((\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) \right)} - \sigma_y \quad (1.4.3)$$

avec σ_{ij} les contraintes du tenseur $\bar{\sigma}$.

Le critère de Tresca. Ce critère considère que le matériau passe dans le domaine plastique dès lors qu'une contrainte de cisaillement maximale τ atteint une valeur critique. Il s'exprime de la façon suivante :

$$f = \max_{i \neq j} |\sigma_i - \sigma_j| - \sigma_y \quad (1.4.4)$$

où les σ_i ($i = 1, 2, 3$) désignent les contraintes principales du tenseur $\bar{\sigma}$.

La figure 1.17 de Banabic et al. [Banabic2010] représente ces deux critères dans le repère des contraintes principales de la tôle (σ_1 , σ_2). Elle permet de montrer que le critère de *von Mises* représente un cylindre alors que le critère de *Tresca* montre un prisme à base hexagonale tous deux axés sur la trisectrice dans ce repère.

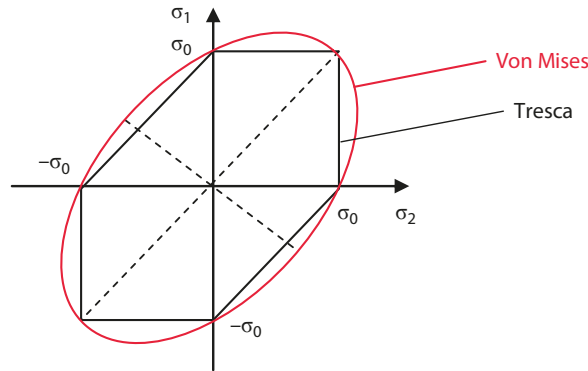


Figure 1.17 – Représentation graphique des critères de plasticité de *Tresca* et de *von Mises* dans le repère des contraintes principales [Banabic2010].

Il existe d'autres critères de plasticité isotrope tel que *Hosford* ou *Karafillis et Boyce* [Banabic2010 ; Lemaitre+2009]. Toutefois, l'ensemble des matériaux ne présentent pas un caractère d'isotropie, d'autant plus les tôles laminées. C'est pour cela que le développement de critères anisotropes s'avère nécessaire.

Les critères anisotropes

Le critère de Hill48. Le critère de plasticité de *Hill48* [Hill1948] est le premier critère anisotrope à avoir été proposé en 1948. Il propose une évolution du critère de *von Mises* par pondération des termes le composant. Cela permet la prise en considération d'un comportement mécanique différent suivant la direction de sollicitation. Ce critère

s'énonce comme le montre l'équation suivante :

$$f = \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{13}^2} - \sigma_y \quad (1.4.5)$$

Les six paramètres d'anisotropie F , G , H , L , M et N peuvent être identifiés via trois essais de traction monotone en considérant les limites d'élasticité ou les coefficients d'anisotropie comme le suggère Lemaitre et al. [Lemaitre+2009].

De nombreux autres critères de plasticité ont été développés. Dans la suite de ce paragraphe, deux critères de plasticité non-quadratique sont présentés. Ils ne définissent pas une liste exhaustive mais sont les deux critères de plasticité anisotrope non-quadratiques les plus utilisés pour modéliser la surface de charge des alliages de titane [Gilles+2011 ; Kotkunde+2014a ; Odenberger+2013b ; Tuninetti+2015].

Le critère de Barlat91. Ce critère de plasticité s'inspire du critère de plasticité isotrope d'Hosford [Banabic2010]. Il a initialement été développé par Barlat et al. [Barlat+1991] en 1991 pour décrire le comportement des alliages d'aluminium. Comme pour le critère de Hill48, l'anisotropie se caractérise par six coefficients et s'énonce comme le décrit l'équation 1.4.6.

$$f = \left[\frac{1}{2} (|S_1 - S_2|^\kappa + |S_2 - S_3|^\kappa + |S_3 - S_1|^\kappa) \right]^{\frac{1}{\kappa}} - \sigma_y \quad (1.4.6)$$

avec κ le paramètre lié à l'état microstructural du matériau [Barlat+1991]. S_1 , S_2 et S_3 représentent les valeurs propres du tenseur déviateur des contraintes $\bar{S}$ défini pour un milieu orthotrope par $\bar{S} = \bar{\bar{L}} : \bar{\sigma}$.

$\bar{\bar{L}}$ est le tenseur d'ordre quatre que l'on peut écrire sous forme d'une matrice en utilisant les notations de Voigt :

$$\begin{pmatrix} S_{11} \\ S_{22} \\ S_{33} \\ S_{23} \\ S_{13} \\ S_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{c_2+c_3}{3} & -\frac{c_3}{3} & -\frac{c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3}{3} & \frac{c_1+c_3}{3} & -\frac{c_1}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2}{3} & -\frac{c_1}{3} & \frac{c_1+c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_4 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_6 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (1.4.7)$$

Le critère de CPB06 (Cazacu-Plunkett-Barlat). Ce critère de plasticité est le plus utilisé pour décrire l'anisotropie des alliages de titane. Il a été présenté par Cazacu et al. [Cazacu+2006] et développé dans l'optique de modéliser le comportement des matériaux à

structure cristalline hexagonale compacte. Ce critère permet de prendre en considération les deux aspects identifiés notamment par Gilles et al. [Gilles+2011] à température ambiante, à savoir l'anisotropie et la dissymétrie traction - compression.

Ce critère de plasticité s'attache donc à représenter les deux phénomènes précédents et s'écrit de la façon suivante :

$$f = (|\Sigma_1| - k\Sigma_1)^a + (|\Sigma_2| - k\Sigma_2)^a + (|\Sigma_3| - k\Sigma_3)^a - \sigma_y \quad (1.4.8)$$

Pour cela la dissymétrie de limite d'élasticité est introduite par les deux coefficients k et a . Ces deux paramètres sont dépendants et peuvent être identifiés comme l'indiquent Cazacu et al. [Cazacu+2006] ou Gilles et al. [Gilles+2011] dans leurs travaux en considérant un essai de traction et de compression. La relation 1.4.9 met en évidence la prise en compte de la dissymétrie de limite d'élasticité en traction σ^t et compression σ^c .

$$\frac{\sigma^t}{\sigma^c} = \frac{2^a(1+k)^a + 2(1-k)^a}{2^a(1-k)^a + 2(1+k)^a} \quad (1.4.9)$$

L'anisotropie est introduite par transformation linéaire $\bar{\bar{L}}$ sur le tenseur déviateur des contraintes $\bar{S}$ afin de substituer les valeurs du tenseur de Cauchy par les valeurs du tenseur transformé $\bar{\Sigma}$.

$$\begin{pmatrix} \Sigma_{11} \\ \Sigma_{22} \\ \Sigma_{33} \\ \Sigma_{23} \\ \Sigma_{13} \\ \Sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} L_{11} & L_{21} & L_{31} & 0 & 0 & 0 \\ L_{12} & L_{22} & L_{32} & 0 & 0 & 0 \\ L_{13} & L_{23} & L_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & L_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} S_{11} \\ S_{22} \\ S_{33} \\ S_{23} \\ S_{13} \\ S_{12} \end{pmatrix} \quad (1.4.10)$$

Au travers de leurs travaux, Cazacu et al. [Cazacu+2006] montrent que l'application du critère proposé sur des tôles de magnésium et d'alliage de titane permet une bonne description du comportement complexe de ces matériaux. Plunkett et al [Plunkett+2008] montrent que le critère de base développé par Cazacu et al. [Cazacu+2006] peut être amélioré en augmentant le nombre de coefficients d'anisotropie comme le montre la figure 1.18. Cette augmentation s'effectue par une addition de transformations linéaires.

Plusieurs études ont confronté ces critères afin de pouvoir tester leur robustesse et ainsi identifier le critère permettant de décrire précisément la réponse du matériau pour divers trajets de chargement. Gilles et al. [Gilles+2012] ont comparé les critères de Hill [Hill1948]

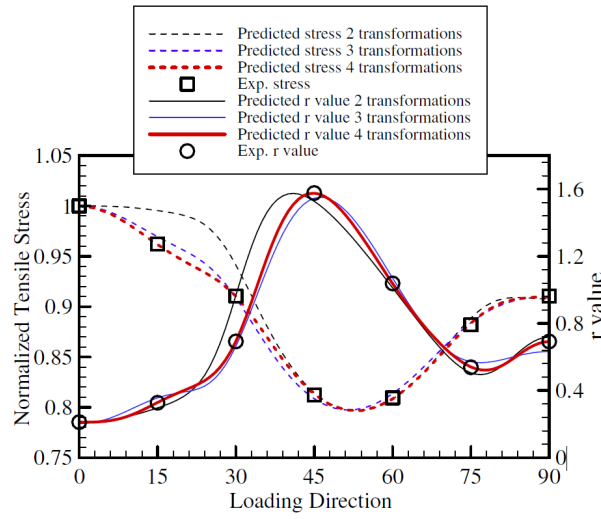


Figure 1.18 – Comparaison de l’évolution des limites d’élasticité et des coefficients d’anisotropie pour la tôle d’alliage 2090-T3 suivant les différentes identifications du critère de plasticité [Plunkett+2008].

(Hill48) et de Cazacu [Cazacu+2006 ; Plunkett+2008] (CPB06) pour des essais de traction et compression à température ambiante. Odenberger et al. [Odenberger+2013b] ont étudié la mise en forme d’une tôle Ti-6Al-4V à 400°C. Dans cette étude, les auteurs comparent les critères de Barlat [Barlat+2005 ; Barlat+2003] (Barlat03) et le critère de Cazacu (CPB06). Revil-Baudard et al. [Revil Baudard+2009] simulent une opération de mise en forme de tôle Ti-6Al-4V à température ambiante et comparent le critère de Hill (Hill48) et de Cazacu (CPB06). Kotkunde et al. [Kotkunde+2014b] confrontent également les différents critères de Hill (Hill48), de Barlat (Barlat91, Barlat96 et Barlat2000) et de Cazacu (CPB06) pour décrire le comportement plastique d’une tôle en alliage de titane Ti-6Al-4V à 400°C lors d’une opération de formage à chaud. L’ensemble de ces études montre que le critère le plus représentatif est le critère de Cazacu (CPB06). Les auteurs mettent également en avant que la détermination des paramètres du critère de Cazacu n’est pas aisée car elle nécessite un nombre important d’essais expérimentaux dont certains peuvent s’avérer complexes à réaliser (bi-expansion, bi-compression). De nombreuses autres études (Gilles et al. [Gilles+2011], Odenberger [Odenberger+2013b] Tuninetti et al. [Tuninetti+2015], Banabic et al. [Banabic2010], Chartrel [Chartrel+2013], Tritschler et al. [Tritschler+2014]) mettent en évidence que le critère développé par Cazacu et al. [Cazacu+2006] est le plus adéquat pour décrire le comportement plastique des alliages de titane à différentes températures.

La figure 1.19 [Kotkunde+2014b], compare les trois critères de plasticité de Hill (Hill48), Barlat (Barlat91) et Cazacu (CPB06) pour un alliage Ti-6Al-4V à 400°C dans le plan des contraintes principales $\sigma_1 - \sigma_2$. Dans ce cas, le critère de Cazacu [Cazacu+2006]

est le plus approprié concernant la prédiction des limites d'élasticité obtenues pour différents cas de chargement.

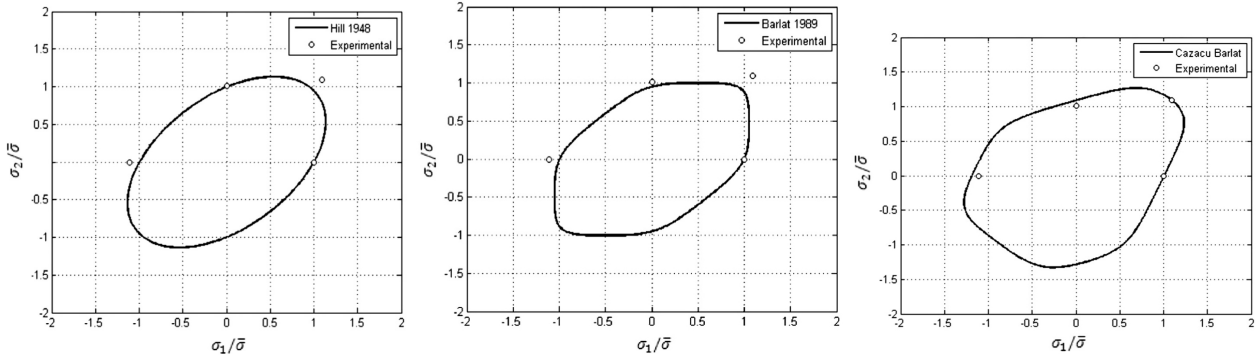


Figure 1.19 – Comparaison des surfaces de charge définies par les critères (de gauche à droite) de *Hill48*, *Barlat91* et *CPB06* pour un alliage de titane Ti-6Al-4V à 400°C [Kotkunde+2014b].

Au cours des opérations d'emboutissage, la tôle va subir des chargements complexes qui entraînent une évolution de la surface de charge. Ce phénomène peut être modélisé au travers de variables d'écouissage.

1.4.4.2 Variables d'écouissage

L'étude de l'influence de l'écouissage ne fait pas l'objet de nombreuses études surtout concernant les alliages de titane sous forme de tôle. Pour d'autres matériaux, Firat et al. [Firat+2008], Tang et al. [Tang+2010] et Lee et al. [Lee+2012] ont mis en évidence la prépondérance de la prise en compte de l'évolution de la surface seuil. La figure 1.20, proposée par Tang et al. [Tang+2010], illustre l'évolution de la force en fonction du déplacement considérant différentes variables d'écouissage (isotrope, cinématique et mixte) pour une même sollicitation de pliage - dépliage d'un alliage d'aluminium. Ils intègrent ensuite ce modèle de comportement dans un calcul E.F. simulant la mise en forme d'une éprouvette technologique proposée à la conférence NUMISHEET93'. La simulation numérique permet également d'étudier l'influence du type d'écouissage considéré sur la prédiction du retour élastique [Haddag+2007; Haddag+2005; Tang+2010].

Lors d'une opération d'emboutissage, une bonne prédiction de l'évolution de la surface seuil est primordiale. En effet, la tôle subissant des sollicitations non-monotones, le type de variable d'écouissage considéré va significativement modifier les niveaux de contraintes résiduelles calculées [Col2002] et donc agir directement sur la prédiction du retour élastique de la pièce [Lemaitre+2009]. Au travers des figures 1.20 ou 1.11 proposée par Sabourin et al. [Sabourin+2005], nous pouvons aisément comprendre que suivant le modèle choisi, la réponse mécanique sera différente.

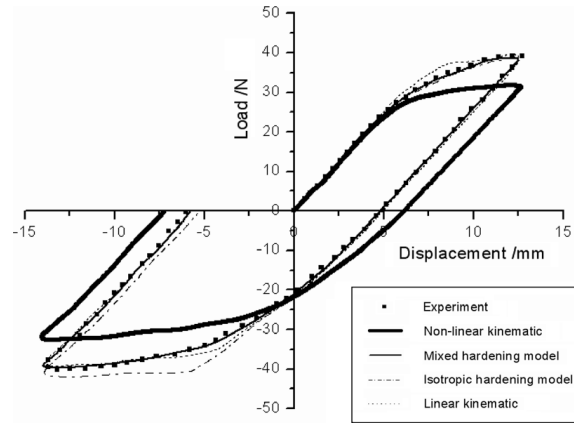


Figure 1.20 – Comparaison de la réponse force - déplacement dans une opération numérique de pliage - dépliage d'une tôle de 0,93 mm en alliage d'aluminium AL6022-T4 obtenue à l'aide de différentes lois d'écrouissage [Tang+2010].

Comme le présente Hull et al. [Hull+2011], la déformation plastique d'un matériau cristallin est principalement engendrée par le mouvement des dislocations. Pour un matériau à structure cristalline hexagonale compacte, comme le titane pur, Frost et Ashby [Frost+1982] montrent que ce mécanisme peut être accompagné d'un phénomène de maclage pour des conditions de températures et de vitesses de déformation définies (cf. figure 1.21).

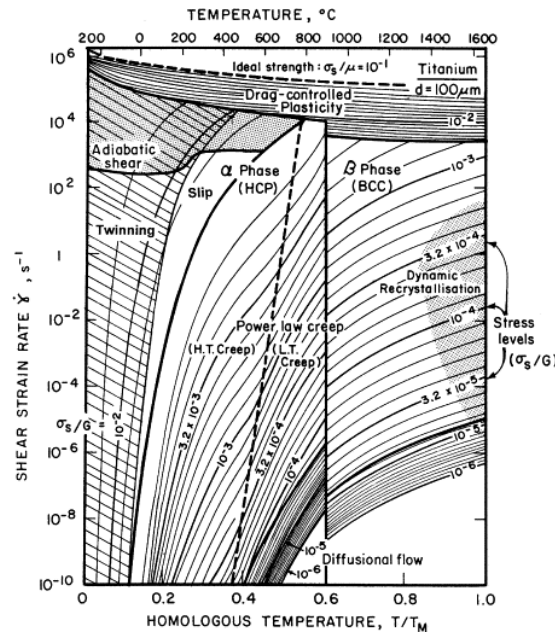


Figure 1.21 – Mécanismes de déformation activés dans le cas du titane pur en fonction des conditions de températures et de vitesses de déformation [Frost+1982].

Jaoul [Jaoul2008] et Kocks et al. [Kocks+2000] définissent le maclage comme la séparation d'un cristal en deux entités distinctes possédant des orientations différentes. La conséquence de cette séparation est la création de deux nouveaux cristaux, avec des propriétés différentes. Au cours d'une sollicitation mécanique, la densité des dislocations augmente en raison de la rencontre avec des obstacles qui ralentissent ou bloquent leurs mouvements, ce qui engendre le durcissement du matériau. Comme le définissent Lemaitre et al. [Lemaitre+2009], la modélisation de ces phénomènes d'écrouissage peut alors être envisagée suivant deux mécanismes définis au travers de variables d'écrouissage isotrope et/ou cinématique.

Écrouissage à variable isotrope : il s'agit d'une loi d'évolution permettant de décrire une dilatation (ou une contraction) de la surface seuil comme le montre la figure 1.22. L'avantage majeur de ce type d'approche est la simplicité d'écriture des lois de comportement. Comme le décrivent Lemaitre et al. [Lemaitre+2009], la déformation plastique cumulée p peut être utilisée comme variable d'état. Une variable scalaire R introduite dans la fonction de charge permet de décrire son évolution :

$$f = J_2(\bar{\sigma}) - R - \sigma_y \quad (1.4.11)$$

La composante d'écrouissage isotrope évoluant avec le chargement prend classiquement la forme suivante :

$$R = Q(1 - e^{-bp}) \quad (1.4.12)$$

avec Q et b des paramètres matériau.

Pour modéliser plus finement le phénomène et traduire plus fidèlement la forme de la courbe contrainte - déformation, une somme de plusieurs écrouissages peut être utilisée. La surface de charge s'exprime alors de la façon suivante :

$$f = J_2(\bar{\sigma}) - \sum_{i=1}^n R_i - \sigma_y \quad (1.4.13)$$

Plusieurs lois d'évolution ont été proposées pour la modélisation de l'écrouissage isotrope ; qu'il s'agisse d'approches macroscopiques phénoménologiques (travaux de Gilles et al. [Gilles+2011] avec une loi de type Voce, ou de Odenberger et al. [Odenberger+2011] avec une loi tabulée) ou d'approches prenant en considération l'évolution microstructurale (proportion de phase), comme le propose Julien dans ses travaux de thèse [Julien2017].

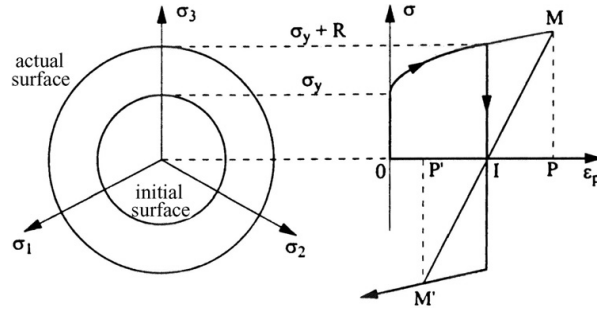


Figure 1.22 – Représentation graphique de l'évolution de l'écrouissage isotrope.

A gauche : dans l'espace des contraintes principales, à droite : dans l'espace contrainte-déformation plastique pour un chargement uniaxial [Chaboche2008].

Écrouissage à variable cinématique : L'écrouissage cinématique permet la modélisation de l'effet Bauschinger², qui détermine le comportement plastique du matériau lors de sollicitations non-monotones [Lemaitre+2009]. Ce phénomène est modélisé par l'intermédiaire d'un tenseur d'écrouissage cinématique $\bar{X}$. Cette variable $\bar{X}$ est introduite dans la fonction de charge sous la forme décrite par l'équation 1.4.14, permettant de décrire une translation de la surface de charge dans l'espace des contraintes au cours de la déformation plastique comme le montre la figure 1.23.

$$f = J_2(\bar{\sigma} - \bar{X}) - \sigma_y \quad (1.4.14)$$

L'expression de la variable d'écrouissage cinématique peut prendre plusieurs formes. L'équation 1.4.15 donne une expression couramment utilisée [Lemaitre+2009].

$$\begin{aligned} \bar{X} &= \frac{2}{3} C \bar{\alpha} \\ \dot{\bar{\alpha}} &= \bar{\varepsilon}^{pl} - D \bar{\alpha} \dot{p} \end{aligned} \quad (1.4.15)$$

avec C et D des paramètres matériau et $\bar{\varepsilon}^{pl}$ le tenseur des vitesses de déformation plastique.

Tout comme l'écrouissage isotrope, une somme de variables cinématiques peut être envisagée afin de traduire plus finement le comportement du matériau.

L'écrouissage cinématique permet donc de modéliser le comportement en chargement cyclique d'un matériau. Il permet, ainsi, d'améliorer la prédiction du comportement mécanique en traction - compression comme le montre Tang et al. [Tang+2010] au travers de la figure 1.20.

2. durcissement dans un sens (sens de l'écoulement plastique) et adoucissement d'égale amplitude dans le sens contraire (décharge élastique).

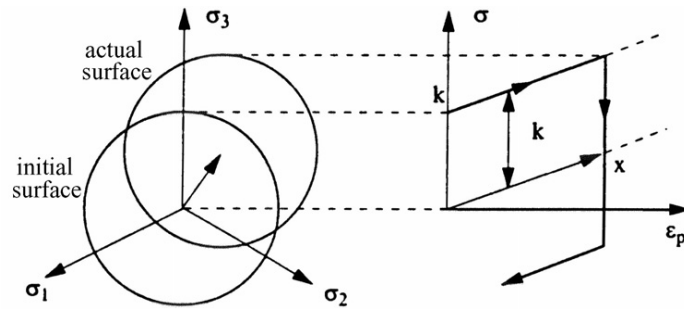


Figure 1.23 – Représentation graphique de l'évolution de l'écrouissage cinématique. À gauche : dans l'espace des contraintes principales, à droite : dans l'espace contrainte-déformation plastique pour un chargement uniaxial [Chaboche2008].

L'identification de l'ensemble des coefficients d'un modèle de comportement implique la réalisation préalable d'essais de caractérisation. Ces essais peuvent être de différentes natures et plus ou moins complexes à mettre en place. C'est l'objet de la dernière partie de ce chapitre.

1.5 Essais de caractérisation du comportement

Cette section vise à identifier les différents essais de caractérisation et les outils expérimentaux utilisés pour permettre l'identification d'un modèle de comportement. Cette étude est principalement axée sur la caractérisation d'un matériau sous forme de tôle.

Dans de nombreux ouvrages, tel que celui de Lemaitre et al. [Lemaitre+2009], l'identification du comportement élastique et/ou plastique peut être réalisée à partir d'essais de caractérisation uniaxiaux. Ces essais, réalisés à l'aide de machine de traction - compression électromécanique ou hydraulique, permettent de caractériser le matériau en contrainte, via une cellule de force, et en déformation, via une mesure réalisée selon différentes méthodes. L'instrument de mesure le plus répandu est l'extensomètre mécanique. Cependant, les outils de mesures sans contact sont de plus en plus utilisés [Orteu2002].

L'étude bibliographique a permis de mettre en évidence deux phénomènes majeurs (anisotropie et dissymétrie) du comportement de l'alliage Ti-6Al-4V. Les parties suivantes se focalisent sur les caractérisations de ces deux phénomènes.

1.5.1 Mise en évidence de la dissymétrie

La caractérisation de la dissymétrie de limite d'élasticité implique la réalisation d'essais en traction et en compression. La complexité des essais de compression sur des éprouvettes plates provient du rapport épaisseur / largeur très faible favorisant le flambage. Ce dernier

phénomène est mis en défaut, à température ambiante, par Gilles et al. [Gilles+2011] en utilisant un outillage spécifique qui contraint l'éprouvette dans un système évitant le flambage (cf. figure 1.24) et par Tritschler et al. [Tritschler+2014] en considérant une zone utile de l'éprouvette très petite réduisant ainsi le rapport épaisseur / largeur.

A hautes températures, Odenberger et al. [Odenberger+2008b] utilisent un système développé par Eggertsen et al. [Eggertsen+2010] (semblable à celui utilisé par Gilles et al. [Gilles+2011], cf. figure 1.24) résistant à la température. Cependant, la mise en œuvre de ce type d'essais engendre un frottement inévitable entre l'outillage et l'éprouvette perturbant l'acquisition de l'effort au cours de l'essai. C'est pour cela que des corps intermédiaires sont positionnés entre l'outillage et l'éprouvette afin de favoriser le glissement et réduire au maximum le frottement.

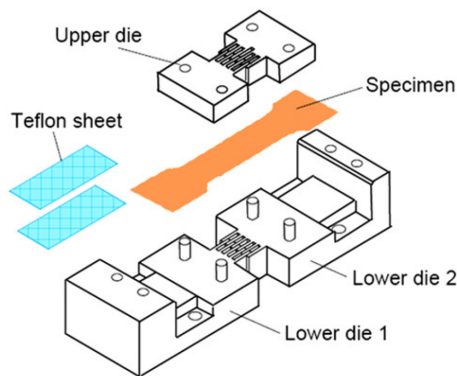


Figure 1.24 – Représentation schématique de l'outillage anti-flambage [Gilles+2011].

1.5.2 Caractérisation de l'anisotropie

L'anisotropie d'un matériau se caractérise par la dépendance de son comportement vis-à-vis de la direction selon laquelle il est sollicité. Banabic et al. [Banabic2010] rappellent que le processus de laminage induit une anisotropie particulière caractérisée par la symétrie des propriétés mécaniques par rapport à trois plans orthogonaux. Un tel comportement mécanique est appelé orthotropie. Dans le cas des tôles laminées, leur orientation est la suivante : sens de laminage (*rolling direction* : *RD*) ; direction transversale (*transverse direction* : *TD*) ; direction normale (*normal direction* : *ND*) visible schématiquement sur la figure 1.25.

L'influence de la direction de sollicitation sur l'anisotropie d'un matériau est caractérisée par le paramètre de Lankford ou coefficient d'anisotropie plastique. Ce coefficient est déterminé par des essais de traction uniaxiale sur des éprouvettes plates. Le coefficient

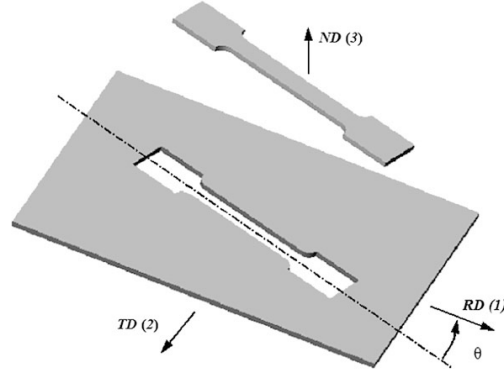


Figure 1.25 – Représentation des trois directions : sens de laminage (RD), direction transverse (TD) et normale (ND) [Banabic2010].

d'anisotropie r est défini par l'équation suivante dans l'ouvrage de Banabic et al [Banabic2010] :

$$r = \frac{\varepsilon_{yy}^{pl}}{\varepsilon_{zz}^{pl}} \quad (1.5.1)$$

avec ε_{yy}^{pl} et ε_{zz}^{pl} respectivement les déformations plastiques dans la largeur et dans l'épaisseur de l'éprouvette caractérisant la section normale à la sollicitation.

Comme l'épaisseur de l'échantillon est très petite par rapport aux deux autres dimensions, les erreurs de mesure relatives seront très différentes [Banabic2010]. Par conséquent, en considérant l'hypothèse d'incompressibilité plastique ($Tr(\overline{\varepsilon^{pl}}) = 0$), des quantités ayant le même ordre de grandeur peuvent être introduites et l'équation 1.5.1 peut être remplacée par :

$$r = -\frac{\varepsilon_{yy}^{pl}}{\varepsilon_{xx}^{pl} + \varepsilon_{yy}^{pl}} \quad (1.5.2)$$

L'identification de ces deux déformations est généralement réalisée par Corrélation d'Image Numérique (CIN) ou *Digital Image Correlation (DIC)*.

Gilles et al. [Gilles+2011], Tuninetti et al. [Tuninetti+2015], Odenberger [Odenberger2005], Chartrel [Chartrel2016], Revil-Baudard [Revilbaudard2010] utilisent cette technique de mesure pour l'obtention des données. Elle permet l'acquisition du champ de déplacement et ainsi le calcul du champ de déformation. Cependant, la réalisation d'une mesure par corrélation d'images implique l'utilisation d'outils spécifiques.

1.5.3 Corrélation d'Images Numériques (CIN ou DIC)

Le principe de la corrélation d'images numériques est décrit par Sutton et al. [Sutton+2009] :

"La corrélation d'images numériques est une technique expérimentale permettant de mesurer un champ de déplacement en comparant les images numériques d'un objet avant et après déformation."

Ce type de mesure s'applique particulièrement bien à la caractérisation du comportement d'un matériau. Dans les travaux d'Orteu [Orteu2002], il est stipulé que l'extensométrie bidimensionnelle permet la mesure de champs de déplacement d'une surface plane. Les déplacements de points répartis à la surface de l'objet déformé sont calculés à partir de l'analyse des images acquises durant le temps de l'essai. La création des points (motif) répartis sur la surface assurent le codage en niveau de gris et est indispensable à la réalisation du post-traitement permettant le calcul des champs de déplacement. Le motif peut être réalisé sous forme de grille ou de mouchetis (ou *"speckle"*) suivant la technique de corrélation d'images utilisée. Dong et al. [Dong+2017] ont réalisé un travail de revue regroupant les différents motifs ainsi que leurs méthodes de réalisation suivant le type de substrat et de conditions d'essais. Ainsi, pour la caractérisation des métaux à hautes températures, le dépôt de mouchetis à base de peinture et la gravure laser semblent les plus adaptés.

Le post-traitement des images, permettant l'analyse des champs de déplacements et le calcul des champs de déformation, est généralement réalisé à l'aide de solutions logiciel clé en main tels que ICASOFT® [LaMCoS+], Aramis® [GOM] ou encore VIC-2D® [Correlated Solutions2017].

1.5.4 Mesure de champs et essais hautes températures

Les travaux de caractérisation cités au paragraphe 1.5.2, utilisent la technique de la mesure de champs pour le calcul de la déformation mais ne s'attardent pas sur la mise au point d'une telle mesure. Des travaux spécifiques dans le domaine : Lyons et al. [Lyons+1996], Hoffmann et al. [Hoffmann+2003], Grant et al. [Grant+2009], Leplay et al. [Leplay+2015] ou encore Jones et al. [Jones+2017] montrent que de telles mesures sont possibles mais qu'une attention particulière doit être portée sur les divers éléments composant le banc de corrélation d'images ainsi que sur le motif utilisé pour le codage en niveau de gris.

Lyons et al. [Lyons+1996] montrent que la qualité de la mesure de champs de déformations lors d'essais de traction hautes températures peut être augmentée en contrôlant les effets convectifs proches de la fenêtre du four. Cette technique a pour but de maintenir un indice de réfraction constant. De plus, une étude concernant la qualité des éléments

dans le chemin optique (ex : fenêtre quartz du four) montre que des verres de haute qualité permettent d'éviter la distorsion des images.

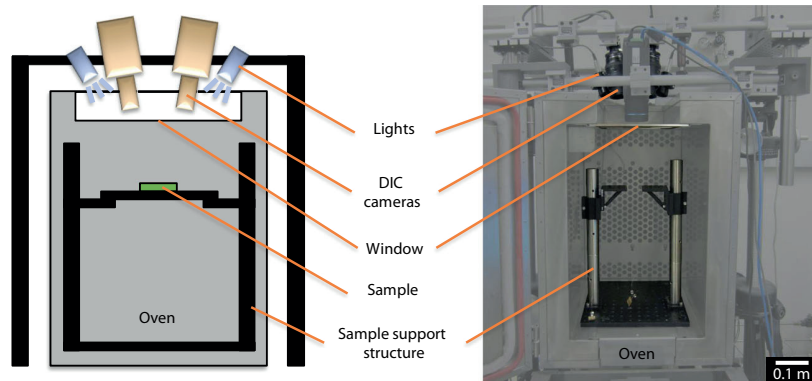


Figure 1.26 – Installation expérimentale pour observer la déformation d'un échantillon dans un four [Jones+2017].

Grant et al. [Grant+2009] proposent une technique de mesure utilisant directement la texture du matériau mise en évidence par un système d'éclairage et de filtrage optique spécifique. Cette technique permet de supprimer le rayonnement thermique de l'éprouvette et ainsi de réduire les erreurs de mesures. Jones et al. [Jones+2017] expliquent que les courants d'air convectifs de température et de densité hétérogène sont une source d'erreur fréquente mais souvent négligée en mesures de déformation. Pour des conditions d'essais similaires, illustrées par la figure 1.26, Pan et al. [Pan+2014] indiquent que cette erreur de mesure est proportionnelle à la température et peut atteindre 6.10^{-3} pour une température cible de 600°C . Jones et al. [Jones+2017] montrent que l'utilisation d'un ventilateur, pour homogénéiser le flux convectif entre la fenêtre du four et les caméras, permet de réduire l'amplitude des erreurs de mesure du déplacement ($1,31\mu\text{m}$ et $1,08\mu\text{m}$ respectivement sans et avec ventilateur), mais ne supprime pas complètement les effets des vagues de chaleur.

L'ensemble de ces études fait apparaître une problématique commune : les effets convectifs. Ces effets viennent perturber la qualité des images acquises à hautes températures (même isotherme) s'ils ne sont pas contrôlés. De plus, pour les matériaux métalliques, les phénomènes d'oxydation à hautes températures peuvent provoquer des changements d'aspect de surface et ainsi dégrader la qualité des mesures [Chen+2012 ; Dong+2017].

De plus, la technique de corrélation d'images numériques permet de réaliser l'identification de paramètres matériaux aux moyens de mesures de champ. Erreur en relation de comportement, champs virtuels, écart à l'équilibre et recalage éléments finis sont des méthodes utilisées pour cette identification. Pottier et al. [Pottier2010 ; Pottier+2011 ; Pottier+2012] montrent que l'utilisation d'une méthode de recalage par éléments finis permet l'identification des paramètres d'une loi de comportement par recalage des champs de déplacements et de déformations numériques à ceux expérimentaux.

Conclusion Chapitre 1

Au travers de ce premier chapitre, un certain nombre de notions importantes ont été présentées. L'étude du comportement de l'alliage Ti-6Al-4V a été analysée et discutée en tenant compte des trajets de chargements spécifiques subis par la tôle lors d'opérations de mise en forme. Cette analyse donne la possibilité, pour la suite, d'exposer les principaux aspects qui seront utiles pour la réalisation de ces travaux de recherche. Les points abordés dans ce premier chapitre sont rappelés ci-dessous.

Le comportement mécanique

L'étude du comportement mécanique de l'alliage de titane Ti-6Al-4V permet dans une première approche de prendre en considération un grand nombre de phénomènes qui pourront impacter le comportement du matériau. Ainsi la sensibilité à la vitesse de déformation [Majorell+2002 ; Vanderhasten2007], l'influence de la température [Chartrel2016 ; Lecomte2000 ; Odenberger2005], l'anisotropie des tôles laminées [Banabic2010 ; Chartrel2016 ; Gilles+2011], la dissymétrie de réponse en traction et en compression [Gilles+2011 ; Odenberger+2013a ; Tritschler+2014] et l'influence de la taille de grain [Alabort+2015 ; Velay+2014] ont été exposées.

L'augmentation de la température et/ou la diminution de la vitesse de déformation entraînent une chute de la résistance du matériau [Lecomte2000] (fig. 1.4) et une augmentation de son allongement [Hamilton1987] (fig. 1.6). L'anisotropie du matériau a été étudiée sur une large gamme de températures [Chartrel2016 ; Gilles+2011 ; Roth+2014 ; Tuninetti+2014] et n'est pas négligeable pour les températures considérées ($T < 700^{\circ}\text{C}$). La dissymétrie de comportement en traction - compression est observée à température ambiante [Cazacu+2006 ; Gilles+2011 ; Tritschler+2014] mais peu de travaux montrent également sa présence à plus hautes températures [Odenberger+2013a]. Enfin, la microstructure initiale de l'alliage influence grandement la ductilité du matériau [Alabort+2015 ; Velay+2014].

La mise en forme de tôle

Un descriptif succinct des procédés de mise en forme de tôle utilisés pour les alliages de titane et une présentation du procédé d'emboutissage utilisé dans ce projet est proposé [Banabic2010 ; Col2010 ; Col2011b ; Marciniak+2002]. Cela permet d'appréhender les problématiques industrielles (vitesse de poinçon, effort serre-flan, ...) et scientifiques (vitesse de déformation, écrouissage, ...) auxquelles nous sommes confrontés avec plus de détails. Un des nombreux avantages que propose l'utilisation de ce procédé est le contrôle de l'écoulement de matière qui permet la réalisation de pièces à géométrie complexe pour des températures inférieures à celles mises en jeu dans le procédé de

formage superplastique (SPF). De plus, une déformation plus importante que celle proposée par les procédés de mise en forme à froid est obtenue.

Au travers de cette analyse bibliographique, seuls les travaux de Kotkunde et al. [Kotkunde+2014c ; Kotkunde+2017] ont pu être identifiés s'inscrivant dans la logique de l'utilisation du procédé d'emboutissage et des températures inférieures ($150^{\circ}\text{C} < T < 400^{\circ}\text{C}$) à celle considérée actuellement ($750^{\circ}\text{C} < T < 890^{\circ}\text{C}$ [Stutz+2013]).

La modélisation du comportement mécanique

Concernant la modélisation du comportement mécanique de l'alliage de titane Ti-6Al-4V, deux approches ont été présentées : physique et phénoménologique.

L'approche physique est basée sur le mouvement des dislocations et les phénomènes de maclage qui sont les mécanismes principaux de déformation plastique de l'alliage Ti-6Al-4V [Frost+1982 ; Hull+2011]. Grâce à un tel modèle, le comportement du matériau (viscosité, écrouissage, restauration statique) peut être prédit en intégrant des paramètres métallurgiques.

L'approche phénoménologique propose, quant à elle, de décrire le comportement macroscopique du matériau en s'affranchissant de paramètres métallurgiques complexes à identifier et à caractériser [Chaboche2008 ; Lemaitre+2009]. L'identification est donc simplifiée. Le but est de pouvoir associer le comportement mécanique à des paramètres physiques observés lors d'essais simples ou issus de la littérature. Le modèle identifié peut alors décrire un comportement mécanique capable de prendre en considération des trajets de chargements complexes [Chaboche+1995 ; Sabourin+2005].

La caractérisation mécanique

Finalement, la caractérisation expérimentale du matériau à haute température nécessite l'utilisation d'outils spécifiques afin d'identifier au mieux l'ensemble des paramètres. En ce sens, les alliages de titane sont largement caractérisés à température ambiante [Gilles+2011 ; Revilbaudard2010 ; Tritschler+2014 ; Tuninetti+2015] et à très hautes températures [Bellet1988 ; Majorell+2002 ; Velay+2016 ; Wang+2009b] mais la base de données reste peu fournie aux températures intermédiaires [Kotkunde+2014b ; Kotkunde+2017 ; Odenberger+2013a].

Deux phénomènes prépondérants doivent être identifiés afin de pouvoir décrire avec précision le comportement de notre alliage, à savoir l'anisotropie et la dissymétrie. A température ambiante, les alliages de titane présentent une dissymétrie de comportement en traction - compression [Cazacu+2006 ; Gilles+2011 ; Tritschler+2014]. Un outillage spécifique est utilisé par divers auteurs afin de mettre en avant cette particularité. A plus hautes températures, ce phénomène reste mal connu du fait de la complexité des essais à réaliser [Odenberger+2013a].

L'identification de l'anisotropie plastique est classiquement réalisée à l'aide de mesures par corrélation d'images numériques (*DIC*) [Chartrel2016 ; Odenberger2009]. Cependant les différentes études réalisées dans ce domaine [Grant+2009 ; Jones+2017 ; Lyons+1996] montrent qu'une attention particulière doit être portée sur la qualité des mesures obtenues.

Identification du comportement pour l'emboutissage

Introduction	44
2.1 Mode de déformation lors des opérations de mise en forme	44
2.2 Le matériau de l'étude : Ti-6Al-4V	46
2.2.1 Composition chimique	46
2.2.2 Microstructure	46
2.2.3 Découpe des éprouvettes	47
2.3 Essais mécaniques de traction monotone isotherme en grandes déformations	48
2.3.1 Développement d'un moyen d'essai	50
2.3.1.1 La machine de traction, les lignes d'amarrage et le four	50
2.3.1.2 Mesure de la déformation à hautes températures	51
2.3.2 Mesure de champs par corrélation d'images numériques (DIC)	52
2.3.2.1 Corrélation d'images numériques (DIC)	52
2.3.2.2 Le banc de corrélation d'images numériques	52
2.3.2.3 Étude du marquage des éprouvettes	53
2.3.2.4 Résultats issus de la Corrélation d'Images Numériques	56
2.4 Résultats des essais de traction monotone	57
2.4.1 Identification de la température de formage	58
2.4.2 Essais à 400°C	59
2.4.3 Essais à 500°C	61
2.5 Caractérisation en petites déformations	64
2.5.1 Le moyen d'essai	64
2.5.2 Résultats et Analyses	66
2.5.2.1 Influence de la vitesse de déformation	66
2.5.2.2 Influence du type de sollicitation	67

2.5.2.3 Influence de la relaxation des contraintes	68
Conclusion Chapitre 2	70

Introduction

La modélisation du comportement mécanique d'un matériau nécessite l'identification d'un ensemble de paramètres en lien avec les conditions de trajet de chargement prédéfinies. De nombreuses études se sont attachées à déterminer les paramètres pouvant influencer le comportement des alliages de titane (cf. paragraphe 1.2). Les aspects phénoménologiques du comportement mécanique de ces alliages présentés dans le chapitre précédent sont analysés avec attention dans cette partie afin de quantifier l'importance de chaque mécanisme en vue de leur prise en compte dans la modélisation.

L'étude bibliographique a montré que l'état microstructural, la température, la vitesse de déformation, l'orientation et le type de sollicitation ont un impact non négligeable sur la réponse du matériau. Dans ce chapitre, des essais mécaniques isothermes monotones et cycliques sont réalisés afin de permettre la définition d'un modèle de comportement et l'identification de l'ensemble de ses paramètres.

La première partie de ce chapitre décrit **les modes de déformation** caractérisant les opérations de mise en forme puis le **matériau de l'étude** est présenté. Enfin, des **essais mécaniques monotones et cycliques**, en **grandes** et **petites déformations**, sont réalisés. Ils permettent une **caractérisation du comportement** mécanique de l'alliage Ti-6Al-4V suivant différents trajets de chargement.

2.1 Mode de déformation lors des opérations de mise en forme

Lors d'une opération d'emboutissage, les modes de déformation vont être influencés par les paramètres du procédé et la géométrie de la pièce à réaliser. Comme le présente Col [Col2011b], les modes principaux sont décrits par la figure 2.1. Ce diagramme, défini dans le repère des déformations principales, met en évidence les divers modes de sollicitations que subit une tôle en les reliant au trajet de chargement.

La figure 2.2 montre l'évolution de la position d'une section de la tôle en fonction du temps. Lors de l'étape initiale t_0 , cette section n'est pas sollicitée ; à l'instant t_1 , la face supérieure est sollicitée en traction alors que son opposée est sollicitée en compression. Enfin, à l'état t_2 cette section se situe dans une partie plane et la sollicitation aura évolué. Ainsi les zones précédemment en traction (respectivement en compression) peuvent subir de la compression (respectivement de la traction).

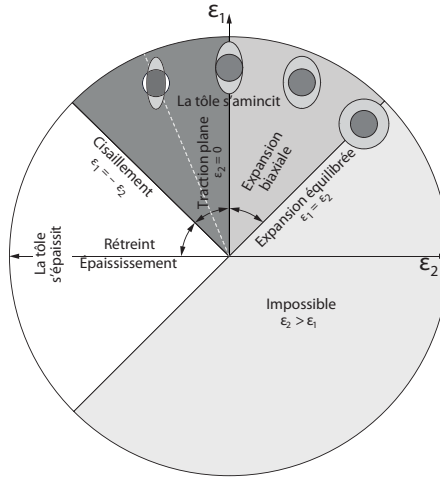


Figure 2.1 – Diagramme de divers modes de déformation [Col2011b].

L'objectif de ces travaux est de caractériser le matériau pour des sollicitations représentatives de celles induites dans la tôle lors de la mise en forme. D'après la figure 2.2, le cycle typique subi par un point de la face supérieure (respectivement face inférieure) de la tôle au cours d'une opération d'emboutissage correspond à un cycle de traction - compression (respectivement compression - traction) [Sabourin+2005].

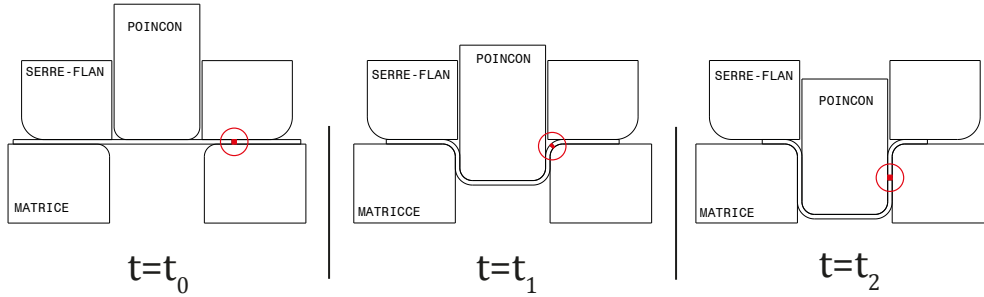


Figure 2.2 – Évolution de la position d'une tranche de la tôle au cours d'une opération de mise en forme.

Dans un premier temps, le comportement du matériau est étudié en grandes déformations afin d'identifier la température optimale de mise en forme dans la gamme de température $T = 400 - 700^\circ\text{C}$. Elle correspond au meilleur compromis permettant une déformation maximale du matériau et une réduction significative des coûts énergétiques du procédé en abaissant la température de formage en comparaison des procédés classiquement utilisés (SPF ou HF). Dans un second temps, une caractérisation complète du matériau est réalisée à la température de formage sélectionnée. Ainsi, plusieurs vitesses de déformation sont considérées afin d'identifier sa sensibilité à la vitesse de sollicitation et différents angles de prélèvement sont sélectionnés dans le but de caractériser son anisotropie.

2.2 Le matériau de l'étude : Ti-6Al-4V

2.2.1 Composition chimique

Le matériau de l'étude est un alliage de titane largement utilisé dans l'industrie aéronautique : l'alliage Ti-6Al-4V [Lütjering+2007]. L'ensemble des éprouvettes a été découpé dans un flan de cet alliage d'une épaisseur nominale de 1,6 mm fourni par VSMPO. Cette épaisseur de flan a été choisie pour permettre un compromis entre coût matière et épaisseur minimale après mise en forme. Un traitement thermique de recuit, appliqué à ce flan par le fournisseur, considère un maintien à 790° C pendant 45 min et un refroidissement à l'air [Combres2013]. La composition chimique moyenne de l'alliage Ti-6Al-4V de l'étude est donnée dans le tableau 2.1.

Tableau 2.1 – Composition chimique moyenne de l'alliage de titane Ti-6Al-4V de l'étude.

<i>Al</i> (%)	<i>V</i> (%)	<i>C_{max}</i> (%)	<i>O_{max}</i> (%)	<i>N_{max}</i> (%)	<i>H_{max}</i> (%)	<i>Fe_{max}</i> (%)	<i>Autre élém.</i> <i>max chacun</i> (%)
6,46	4,23	0,011	0,174	0,005	0,0125	0,21	<0,001

2.2.2 Microstructure

Ce matériau révèle une structure microscopique biphasée $\alpha + \beta$ équiaxe comme le présente la figure 2.3a. Concernant cette microstructure, deux phénomènes prépondérants peuvent influencer le comportement mécanique de l'alliage : il s'agit de l'évolution de la taille de grains et du pourcentage des phases en présence. La taille de grains initiale aura un effet important sur le comportement de l'alliage. Ainsi, les conditions de chargement peuvent conduire à une augmentation importante de la taille de grains provoquant un phénomène de recristallisation engendrant un adoucissement [Alabort+2015]. La figure 2.3a illustre la microstructure initiale du matériau observée par Microscopie Électronique à Balayage (MEB). La taille moyenne des grains est de 6 μm , nous sommes donc en présence d'une microstructure fine ("*fine-grain*") conventionnellement utilisée en mise en forme superplastique. Par ailleurs, la proportion de phase α en fonction de la température [Vanderhastén2007] a fait l'objet d'une analyse qui a montré que, pour les températures considérées, cette proportion reste quasi-identique à 400°C (90%) et 700°C (85%). Les figures 2.3b et 2.3c illustrent la microstructure du matériau de la présente étude à 400°C et 700°C après une sollicitation en traction à une vitesse de $10^{-4} s^{-1}$ soit une vitesse lente et par conséquent un temps d'essai long (90 min) propice à l'évolution de la taille de grains. L'observation de ces clichés montre que la taille de grains n'évolue pas aux températures considérées et que le pourcentage de phase reste sensiblement le même.

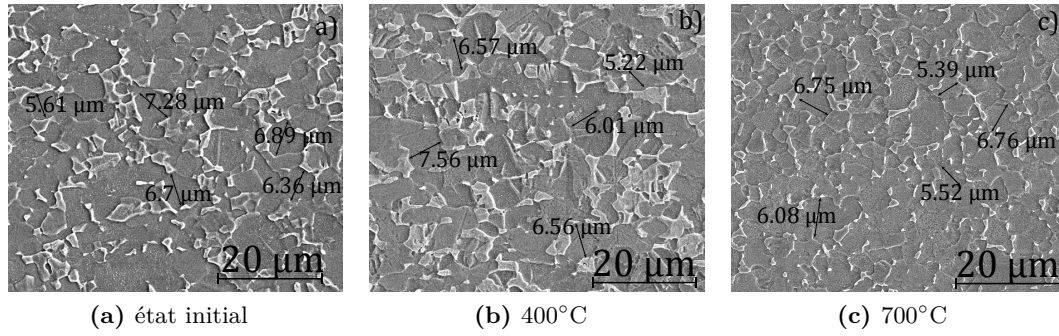


Figure 2.3 – Micrographies initiale, après essai à 400°C et après essai à 700°C de l’alliage de titane Ti-6Al-4V utilisé dans la présente étude.

Pour la suite de l’étude, nous pouvons considérer un état microstructural stable pour la gamme de température étudiée permettant de s’affranchir d’une étude plus poussée concernant les évolutions microstructurales du matériau

2.2.3 Découpe des éprouvettes

L’ensemble des éprouvettes a été découpé en utilisant la technique jet d’eau afin de réduire l’apport de source de chaleur lors de la découpe et ainsi garantir l’intégrité de la microstructure du matériau sur la totalité des éprouvettes ainsi fabriquées. Les mises en plan des éprouvettes grandes déformations (GD) et petites déformations (PD) sont fournies par les laboratoires de recherche et sont données sur la figure 2.4.

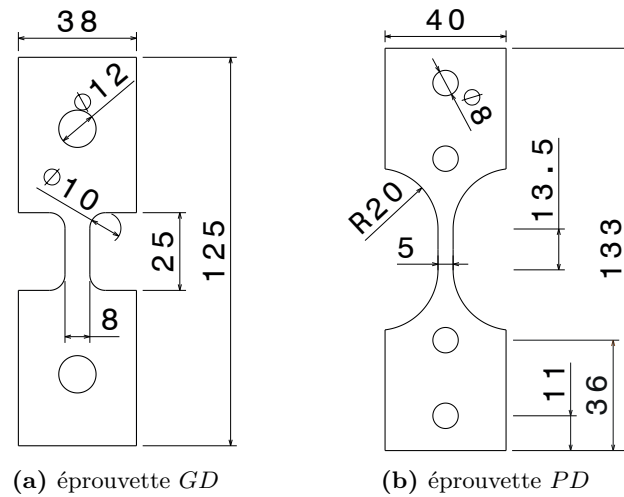


Figure 2.4 – Dimensions des éprouvettes de traction grandes déformations (GD) et petites déformations (PD).

Les essais mécaniques réalisés suivant différentes orientations d’extraction par rapport à la direction de laminage de la tôle, permettent de caractériser l’anisotropie du matériau

[Banabic2010]. Cette étude est réalisée suivant trois directions. L'angle défini entre la direction de laminage et la direction d'extraction des éprouvettes est noté α et est représenté schématiquement sur la figure 2.5. Ainsi, un angle de 0° correspond à la direction de laminage (RD : *rolling direction*), un angle de 90° à la direction perpendiculaire au laminage (TD : *transverse direction*) et un angle de 45° à la direction diagonale (DD : *diagonal direction*).

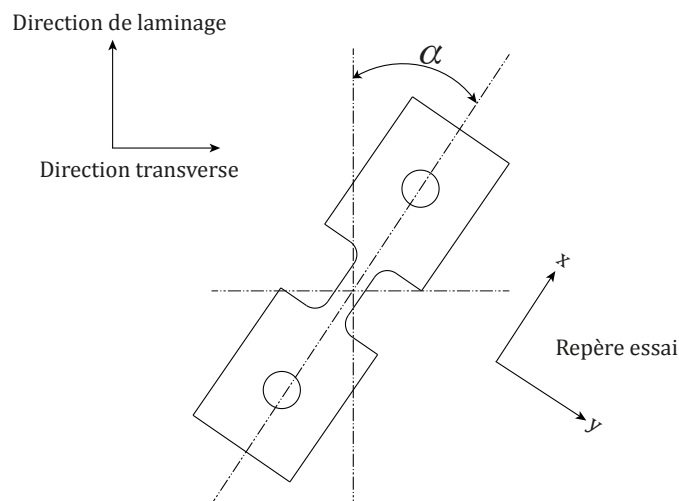


Figure 2.5 – Représentation schématique de l'angle α formé entre les directions de laminage et de sollicitation.

2.3 Essais mécaniques de traction monotone isotherme en grandes déformations

A la vue de l'analyse bibliographique présentée au chapitre précédent, nous avons fait le choix de réaliser un plan d'expériences prenant en considération trois paramètres, à savoir :

- la température ;
- la vitesse de déformation ;
- l'orientation d'extraction.

L'analyse de l'effet de la température permettra de déterminer la température optimale de formage afin d'obtenir le meilleur compromis entre déformation maximale et coût énergétique engendré par le chauffage.

Dans le chapitre 1, l'analyse bibliographique a montré que les alliages de titane sont très sensibles à la vitesse de déformation surtout à hautes températures [Leyens+2003]. Au cours d'une opération de formage, les vitesses de déformation rencontrées par la tôle seront dépendantes des paramètres procédés et évolueront en fonction de la zone

déformée. La caractérisation du matériau doit donc prendre en considération cette sensibilité à la vitesse de déformation. Dans notre cas, cette caractérisation est réalisée suivant trois vitesses de déformation 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 10^{-4}s^{-1} . Cet ensemble de vitesses permet de couvrir une large gamme de vitesses de déformation pour caractériser le matériau au mieux afin de prédire le plus fidèlement possible son comportement au cours du procédé d'emboutissage à chaud.

L'identification de l'anisotropie plastique, ou coefficient de Lankford, est définie par l'équation 2.3.1. Pour calculer r_α il faut pouvoir déterminer la déformation plastique transverse (ε_{yy}^{pl}) mais également celle induite dans l'épaisseur (ε_{zz}^{pl}) lors d'un essai de traction uni-axiale (cf. figure 2.5). Cependant, il est souvent complexe de mesurer une déformation dans l'épaisseur. Afin de pallier à cette difficulté, l'hypothèse d'incompressibilité plastique $\varepsilon_{xx}^{pl} + \varepsilon_{yy}^{pl} + \varepsilon_{zz}^{pl} = 0$ est considérée. Par conséquent, il suffit de connaître les déformations plastiques longitudinale (ε_{xx}^{pl}) et transversale (ε_{yy}^{pl}) pour identifier le coefficient d'anisotropie plastique.

$$r_\alpha = \frac{\varepsilon_{yy}^{pl}}{\varepsilon_{zz}^{pl}} = -\frac{\varepsilon_{yy}^{pl}}{\varepsilon_{xx}^{pl} + \varepsilon_{yy}^{pl}} \quad (2.3.1)$$

Les valeurs des déformations plastiques sont donc obtenues à partir des essais uni-axiaux en supposant la partition de la déformation en une partie élastique et une partie plastique : $\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl}$. Les déformations élastiques sont obtenues à partir de la loi de Hooke dont la formulation générale est donnée par l'équation 2.3.2.

$$\overline{\varepsilon^{el}} = -\frac{\nu}{E} Tr(\overline{\sigma}) \overline{I} + \frac{1+\nu}{E} \overline{\sigma} \quad (2.3.2)$$

avec ν le coefficient de Poisson défini constant égal à 0,3 [Vanderhast2007], E le module d'élasticité et $\overline{\sigma}$ et $\overline{\varepsilon^{el}}$ respectivement les tenseurs des contraintes et des déformations élastiques.

Dans une configuration uni-axiale, les déformations plastiques sont donc calculées, à partir de l'équation 2.3.2 et des équations suivantes :

$$\varepsilon_{xx}^{pl} = \varepsilon_{xx} - \varepsilon_{xx}^{el} = \varepsilon_{xx} - \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad (2.3.3)$$

$$\varepsilon_{yy}^{pl} = \varepsilon_{yy} - \varepsilon_{yy}^{el} = \varepsilon_{yy} + \nu \frac{\sigma_{xx}}{E} \quad (2.3.4)$$

avec σ_{xx} la contrainte longitudinale de traction. Cette analyse se restreint à des niveaux de déformation suffisamment faibles permettant d'admettre l'hypothèse des petites déformations.

Pour les tôles, l'expression de l'anisotropie est généralement effectuée suivant le coefficient d'anisotropie plastique moyen R_{moy} [Marciniak+2002]. Il se calcule à partir des coefficients d'anisotropie : $R_{moy} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}$, avec r_α défini par l'équation 2.3.1. On rappelle ici que plus ce coefficient est grand, plus l'amincissement moyen de la tôle sera faible pour un allongement donné et plus le matériau sera anisotrope. L'emboutissabilité de la tôle sera donc meilleure puisqu'elle pourra subir des allongements plus importants sans apparition de défaut dans l'épaisseur, une striction par exemple [Banabic2010].

Le tableau 2.2 indique les essais réalisés pour l'identification complète du comportement du matériau. Tous les essais ont été doublés ou triplés lorsque les données des deux premiers ne présentaient pas une répétabilité suffisante (écart-type inférieur à 5%).

Tableau 2.2 – Conditions des essais de traction en grandes déformations ($\dagger=GD$) et en petites déformations($\ddagger=PD$) pour les directions de sollicitation RD , DD et TD et pour les vitesses de déformation de $10^{-2}s^{-1}$ à $10^{-4}s^{-1}$.

T (°C)	$\dot{\epsilon}_{xx}(s^{-1})$	RD			DD			TD		
		10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}	10^{-2}	10^{-3}	10^{-4}
400		$\dagger \ddagger$	$\dagger$	$\dagger \ddagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$
500		$\dagger \ddagger$	$\dagger$	$\dagger \ddagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$	$\dagger$
600		$\dagger$								
700		$\dagger$								

2.3.1 Développement d'un moyen d'essai

La réalisation d'essais mécaniques en température n'est pas aisée (gradients de température, mesure de déformation) [Lemaitre+2009] notamment lorsque des allongements importants sont considérés. Ainsi, il faut garantir un gradient thermique le plus faible possible mais également pouvoir réaliser une mesure de déformations tout au long de l'essai (jusqu'à striction) afin d'identifier précisément le comportement du matériau dans un domaine le plus large possible.

2.3.1.1 La machine de traction, les lignes d'amarrage et le four

Pour la réalisation des essais de traction uni-axiale, une machine de traction hydraulique MTS® de force nominale 50 kN a été utilisée. Le pilotage est réalisé par un contrôleur MTS TESTAR 2S®, le logiciel multi usage MPT® et une cellule de force de 25 kN comme illustré par la figure 2.6. L'amarrage de l'éprouvette est réalisé à l'aide de deux goupilles cylindriques. Enfin un four tubulaire AET® permet la réalisation d'essais en température. Ce four composé de trois zones de chauffe indépendantes, permet d'obtenir des gradients inférieurs à 2°C tout au long de l'essai.

Puisque le contrôle du déplacement à l'aide d'un extensomètre mécanique s'avère très complexe (grandes déformations) un déplacement non linéaire du vérin est programmé afin d'obtenir une vitesse de déformation longitudinale $\dot{\epsilon}_{xx}$ quasi-constante au centre de

l'éprouvette. Ce déplacement est calculé via l'équation 2.3.5 définie par Kotkunde et al. [Kotkunde+2014d].

$$v = \dot{\epsilon}_{xx} \cdot L_0 \cdot e^{(\dot{\epsilon}_{xx} \cdot t)} \quad (2.3.5)$$

avec L_0 la longueur utile de l'éprouvette (ici 15 mm), $\dot{\epsilon}_{xx}$ la vitesse de déformation cible à atteindre et t le temps en seconde.

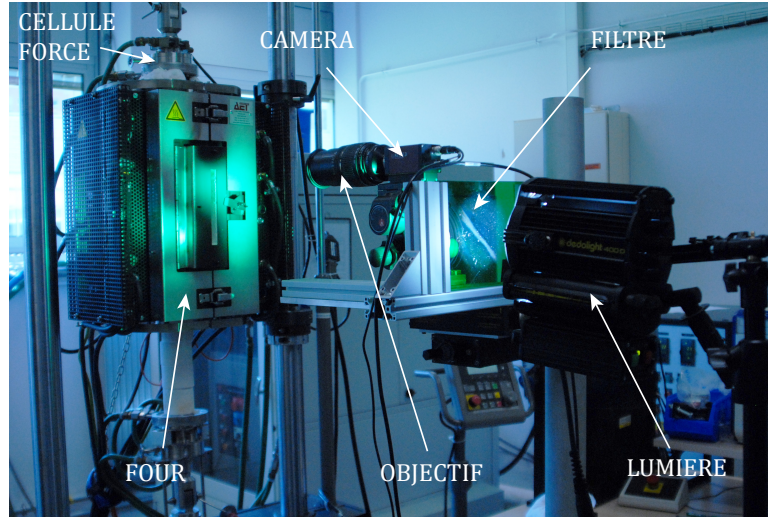


Figure 2.6 – Vue globale du moyen expérimental développé pour la réalisation des essais de traction uni-axiale en grandes déformations.

2.3.1.2 Mesure de la déformation à hautes températures

La mesure de déformation lors d'essais de traction uni-axiale à hautes températures en milieu clos implique l'utilisation d'appareillage adapté. Cependant comme indiqué auparavant, l'utilisation d'un extensomètre mécanique n'est pas possible dans ces conditions (grandes déformations et milieu clos). En outre, il peut, pour certaines conditions de températures, engendrer une flexion non désirée due à l'effort de maintien des tiges de l'extensomètre sur la surface de l'éprouvette. Le calcul de la déformation pourrait être introduit via le déplacement traverse mais sa mesure présente trop d'incertitudes surtout à basses températures ($T \leq 400^\circ\text{C}$) et pour de faibles allongements. La mesure de déformations est donc réalisée par appareillage sans contact combiné à une technique de Corrélation d'Images Numériques (CIN) ou "*Digital Image Correlation*" (DIC), outil adapté à cette application. La synchronisation entre les appareillages mécanique et d'imagerie est réalisée à l'aide d'un déclencheur commun ("trigger").

La mesure sans contact fournit quand à elle des informations plus riches. En effet, elle permet la détermination des champs de déplacements longitudinaux et transversaux de l'éprouvette puis d'en déduire le champ de déformations par post-traitement. Ces derniers sont utilisés pour l'identification des coefficients d'anisotropie comme décrit précédemment par l'équation 2.3.1.

Un autre bénéfice qu'offre cette technique de mesure est la possibilité d'identifier précisément l'apparition de la striction de l'éprouvette en observant les champs de déplacement transversaux dans la zone utile de l'éprouvette.

2.3.2 Mesure de champs par corrélation d'images numériques (DIC)

2.3.2.1 Corrélation d'images numériques (DIC)

D'après Sutton et al. [Sutton+2009], le principe de la corrélation d'images est basé sur le fait que la déformation de la surface d'un objet est identique à la déformation de l'image acquise de cet objet au cours du temps (principe de conservation du flot optique). D'un point de vue pratique, il faut à minima effectuer les étapes suivantes :

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

La réalisation du *tracking* par corrélation d'images requiert le réglage d'un certain nombre de paramètres afin de pouvoir réaliser une mesure de qualité (cf. Annexe A.1). Le réglage de l'ensemble de ces paramètres est réalisé à l'aide des logiciels VIC-Snap[®] et VIC-2D[®] proposés par la société Correlated Solution [Correlated Solutions2017]. Ils intègrent des algorithmes de corrélation optimisés pour fournir des champs de déplacements et de déformations bidimensionnels pour des essais mécaniques réalisés sur des échantillons plans.

Dans notre étude, le but est de suivre le déplacement de l'éprouvette durant un essai de traction uni-axiale afin de pouvoir identifier par post-traitement les déformations associées et ainsi les coefficients d'anisotropie plastique.

2.3.2.2 Le banc de corrélation d'images numériques

La lecture de la déformation nécessite seulement la connaissance des données dans le plan (équation 2.3.1) et l'utilisation d'une seule caméra pour l'acquisition d'images est suffisante [Lyons+1996]. Une vue globale du moyen d'essai développé dans cette étude est présentée sur la figure 2.6. Les éléments composant le banc de mesure présentés sur la figure 2.6 sont :

- une caméra : Pike[®] « F-505B / F-505C (5MP) » ;
- un objectif : Tamron[®] « AF28-300 XR Di » ;

- un système d'éclairage : Dedolight® « DLH400 » ;
- un filtre spectral : filtre de couleur vert.

2.3.2.3 Étude du marquage des éprouvettes

La technique de mesure choisie implique la réalisation d'un marquage de l'éprouvette (mouchetis) pour permettre le codage en niveau de gris et ainsi le suivi de pixels. Comme la plage de températures que nous considérons dans un premier temps est très large (400°C - 700°C) il faut pouvoir réaliser un même type de marquage sur l'éprouvette qui ne se dégrade pas avec la température. Il existe un très grand nombre de techniques de marquage comme le suggère Dong et al. [Dong+2017] chacune adaptée à des besoins spécifiques (températures, échelles de mesures, environnement, ...).

Trois types de marquage ont été testés afin de pouvoir répondre pleinement aux attentes de l'étude. Ils s'appuient soit sur une projection de peinture dont le motif est aléatoire (mouchetis), soit directement sur la microstructure du matériau ou encore sur une technique d'anodisation de la surface de l'éprouvette. Chacune de ces techniques demande un savoir faire particulier et permet d'obtenir un marquage différent. Dans la suite de ce paragraphe les trois techniques sont présentées.

La technique par **projection de peinture** est la méthode de marquage la plus répandue pour les métaux [Dong+2017]. Le principe est de déposer une couche de peinture mouchetée sur le substrat et ainsi permettre le codage en niveaux de gris. Cette technique a souvent fait ses preuves [Chen+2012 ; Leplay+2015 ; Sutton+2009]. Cependant, dans notre cas, il faut pouvoir utiliser une peinture qui résiste à une température maximale de 700°C et qui puisse également se déformer suffisamment afin d'éviter une perte de données trop importante lors de l'essai. Huit peintures, de différentes compositions, ont été testées mais aucune n'a réussi à répondre pleinement à nos attentes. La figure 2.7a montre une éprouvette équipée d'un mouchetis de peinture lors d'un essai de traction à 400°C à une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} . On peut observer, sur cette image, que la peinture s'écaille (zones blanches saturées) au cours de l'essai probablement du fait d'une déformation trop importante de l'éprouvette que la peinture ne supporte pas.

La technique d'**attaque chimique** permet de créer un contraste afin de révéler la microstructure (grains et joints de grains). Elle est notamment utilisée pour des essais où la zone d'observation est réduite. La figure 2.7b illustre un essai considérant une préparation de la surface par une attaque chimique de type Kroll pour des conditions d'essais identiques à celles de la figure 2.7a. A cette échelle d'observation, le contraste obtenu entre les différentes phases n'est pas suffisant pour permettre le codage en niveaux de gris et donc le suivi du champ de déplacement.

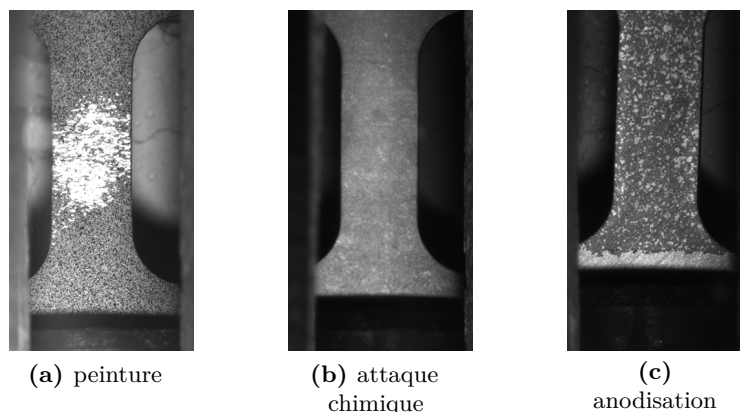


Figure 2.7 – Prise de vue de la caméra numérique du banc de corrélation d’images pour différents mouchetis (peinture, attaque chimique et anodisation) lors d’un essai de traction monotone à 400°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} .

Enfin, la technique dite de l'**anodisation** permet de réaliser un mouchetis anodisé s’appuyant sur les études de l’A3TS¹ et d’Aladjem [Aladjem1973]. Cette technique permet de créer un film d’oxyde de titane qui a la particularité, suivant son épaisseur, de bloquer certaines longueurs d’ondes et ainsi laisser transparaître de la couleur. La figure 2.7c montre la réalisation d’un tel marquage. Cette technique permet de créer un mouchetis directement imprégné dans le substrat de l’éprouvette sans utiliser de dépôt extérieur. Un des avantages de cette technique est de s’affranchir des problématiques visant à s’interroger sur la cohésion entre le dépôt et le substrat. La mise en œuvre de ce type de mouchetis requiert la réalisation d’étapes successives à accomplir avec le plus grand soin. Les différentes étapes sont décrites ci-dessous et illustrées par la figure 2.8 :

- **Attaque chimique** : en mesure optique toute surface brillante affecte fortement la qualité de la mesure puisque la lumière est réfléchiée dans l’objectif de la caméra et crée une zone saturée. Afin de rendre mate la surface de l’éprouvette, il faut réaliser une attaque chimique. Cette attaque, habituellement utilisée pour révéler les joints de grains des alliages de titane, permet ici de matifier la surface de l’échantillon. La composition chimique de l’attaque utilisée ici est 100 *ml* d’eau (H_2O), 2 *ml* d’acide fluorhydrique (HF), 5 *ml* d’acide nitrique (HNO_3). La durée de l’exposition de l’éprouvette peut varier en fonction de son état initial. En moyenne, cette durée varie de 10 à 15 *secondes*.
- **Nettoyage** : afin de retirer l’ensemble de l’attaque et ainsi arrêter complètement la réaction chimique, l’éprouvette doit être nettoyée soigneusement à l’eau claire puis à l’éthanol afin de retirer toute impureté avant le dépôt du vernis.

1. Association de Traitement Thermique et de Traitement de Surface

- **Dépôt du vernis** (cf. figure 2.8a) : l'application du mouchetis est réalisée à l'aide d'une brosse et d'un vernis uréthane (type Jelt[®]) qui possède une très bonne résistance aux acides et permet ainsi d'obtenir un bon rendu final. Cette opération est réalisée en trois temps. Afin de pouvoir créer un mouchetis le plus fin possible, il faut éviter de créer de grosses gouttelettes liquides de vernis. Si les gouttelettes liquides sont trop proches les unes des autres, elles vont créer une gouttelette de plus grosse taille. Il faut donc appliquer le vernis en plusieurs étapes afin de lui permettre de sécher entre deux applications.
- **Anodisation** (cf. figure 2.8b) : la réaction globale est une réaction d'électrolyse en milieu acide qui va conduire à la création de dioxyde de titane à la surface de la pièce. On parle d'anodisation puisque l'objet en titane relié au pôle (+) sera l'anode (où aura lieu une oxydation) et l'autre objet en acier inoxydable sera la cathode (où aura lieu la réduction). Cette couche d'oxyde de titane va ainsi conférer différentes couleurs à l'objet.

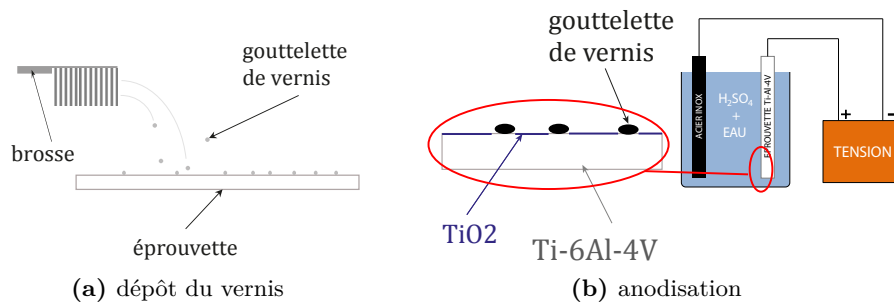


Figure 2.8 – Schématisation des étapes de dépôt du vernis et de l'anodisation pour la création d'un mouchetis anodisé.

Le résultat final obtenu sur une éprouvette est illustré sur la figure 2.9. La couche d'oxyde de titane (TiO_2) est de couleur bleu et se crée là où le masque de vernis n'est pas présent. La couleur de la couche d'oxyde va dépendre de son épaisseur et est directement liée à la tension appliquée lors de l'étape d'anodisation [Aladjem1973]. Ici une tension de 22 V continue est utilisée pour obtenir cette couleur bleu foncée et ainsi créer un contraste le plus grand possible entre la couleur grise du titane et l'oxyde.

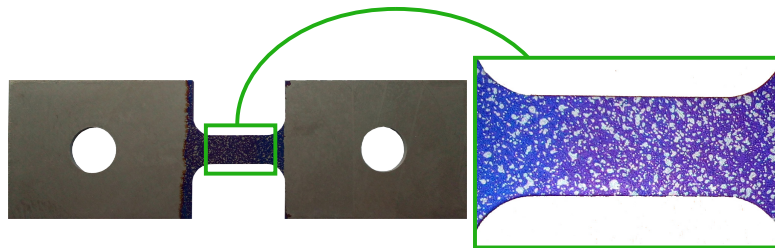


Figure 2.9 – Éprouvette en alliage de titane Ti-6Al-4V dont le marquage de surface a été réalisé par anodisation.

2.3.2.4 Résultats issus de la Corrélation d'Images Numériques

La mesure du champ de déformations par Corrélation d'Images Numériques produit des erreurs comme toute instrumentation. Cette erreur peut être de deux natures, à savoir spatiale ou temporelle. La quantification de l'erreur temporelle est réalisée en considérant un déplacement imposé (déplacement nul) ce qui permet de pouvoir comparer simplement la déformation calculée à la déformation théorique (dans ce cas nulle). Le calcul des champs de déformations, à partir des champs de déplacements, est réalisé par le logiciel VIC-2D®. La figure 2.10a montre l'évolution de la déformation en fonction du temps dans la zone étudiée. Ainsi on peut observer une erreur inférieure à 2.10^{-3} .

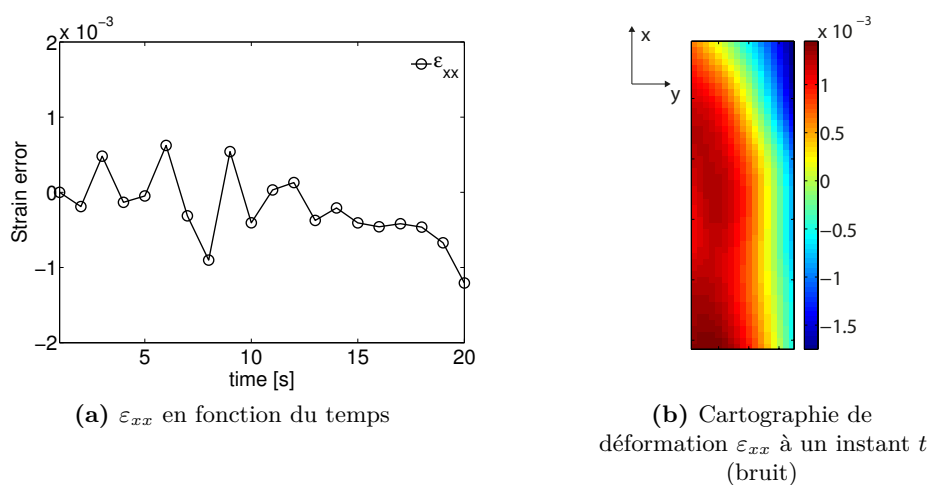


Figure 2.10 – Identification de l'erreur de mesure suivant la direction de sollicitation à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} .

La figure 2.10b présente l'erreur de mesure spatiale pour ces conditions d'essais. On peut remarquer que l'erreur de mesure spatiale est de $2,5.10^{-3}$. Cela implique qu'en petites déformations les données expérimentales de ces essais seront difficilement exploitables. Cependant en grandes déformations cette erreur de mesure peut être négligée. Effectivement pour des niveaux de déformation pouvant atteindre 0,3 cette erreur représente une erreur de mesure inférieure à 1%.

Comme indiqué précédemment cette technique de mesure permet d'identifier précisément l'instant t de l'apparition de la striction. L'équation 2.3.6 définit le critère utilisé dans cette étude pour la déterminer. Il s'agit d'un critère définissant le début d'une hétérogénéité du champ de déplacement transversal, c'est à dire l'instant à partir duquel un champ de déplacement transversal hétérogène est induit sur une génératrice D verticale le long d'une extrémité de la zone utile de l'éprouvette. La figure 2.11a illustre les champs de déplacement transversal pour un essai de traction à 500°C et une vitesse de sollicitation de 10^{-4}s^{-1} . Sur cette figure, la striction est largement introduite et est

visible en observant les différences des champs de déplacement sur les deux génératrices verticales extrêmes de la zone utile.

$$\max_{x \in D} (U_y(x)) - \min_{x \in D} (U_y(x)) > \Upsilon \quad (2.3.6)$$

avec $U_y(x)$ le déplacement transversal le long d'une génératrice D de la zone utile de l'éprouvette et Υ le critère d'instabilité permettant de définir le début de la striction.

Ce critère doit être défini supérieur à l'erreur de mesure U_y^{err} . Cette erreur est quantifiée par la mesure du champ de déplacement de l'éprouvette lors d'un déplacement nul (voir annexe A.1 pour le détail) à hautes températures. Pour le cas présenté ici, cette erreur spatiale maximale est visible sur la cartographie proposée par la figure 2.11b pour un instant t à température stabilisée (500°C) avant sollicitation. Ainsi, pour cet exemple, le critère d'instabilité est choisi comme : $\Upsilon = 2 \text{ pixels} > U_y^{err}$

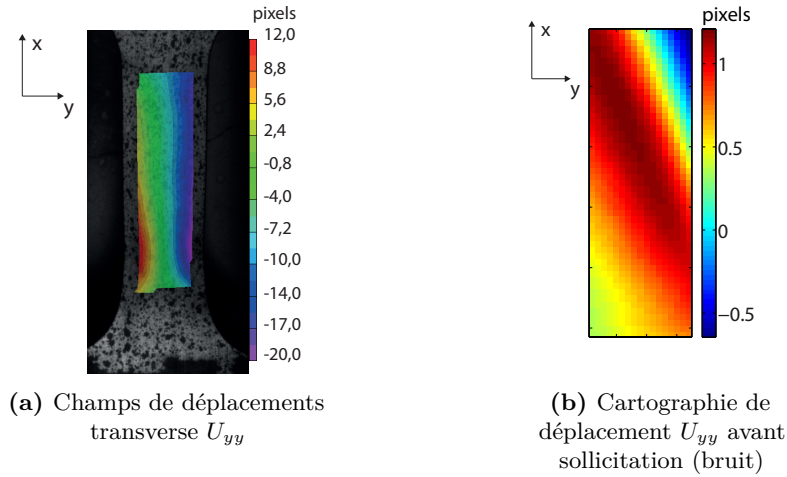


Figure 2.11 – Identification de la striction pour une éprouvette en traction à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} .

Ainsi lorsque la zone de striction est définie la mesure de la déformation est définie par une valeur scalaire au centre cette dernière.

2.4 Résultats des essais de traction monotone

Dans cette section, les résultats obtenus à l'aide du moyen expérimental développé pour les essais en grandes déformations sont présentés. Dans un premier temps, les résultats de l'identification de la température optimale de mise en forme considérant le meilleur compromis entre déformation maximale et énergie de chauffage sont proposés. Dans une seconde partie, les résultats des essais aux températures optimales sont exposés. L'ensemble de ces essais a été réalisé au laboratoire d'essais mécanique de l'Institut

Clément Ader d'Albi (ICAA) en collaboration avec Thomas Papaïx, Didier Ade et Jean-Michel Mouys.

2.4.1 Identification de la température de formage

Pour définir clairement la température optimale de formage, il faut définir un taux de déformation acceptable pour la mise en forme de pièces industrielles. En s'appuyant sur l'expérience des deux entreprises partenaires de ce projet de recherche, Aurock et Loire Etude, un taux de déformation de 20% est retenu comme critère.

Les essais de traction uni-axiale ont été réalisés à 400°C, 500°C, 600°C et 700°C pour une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} . Parmi la gamme de vitesses de déformation sélectionnée pour cette étude, cette valeur correspond à une vitesse de déformation élevée pour laquelle les allongements seront les plus critiques.

La figure 2.12 présente l'évolution de la contrainte vraie en fonction de la déformation vraie pour ces quatre essais. Ce graphe illustre clairement l'effet de la température sur le comportement du matériau. En effet, l'augmentation de la température de sollicitation provoque une chute importante du niveau de contrainte et retarde l'apparition de la striction de l'éprouvette. Pour l'ensemble des essais grandes déformations (*GD*), la contrainte vraie est calculée à partir de la section réelle de l'éprouvette (hypothèse de conservation du volume) identifiée via la mesure par DIC.

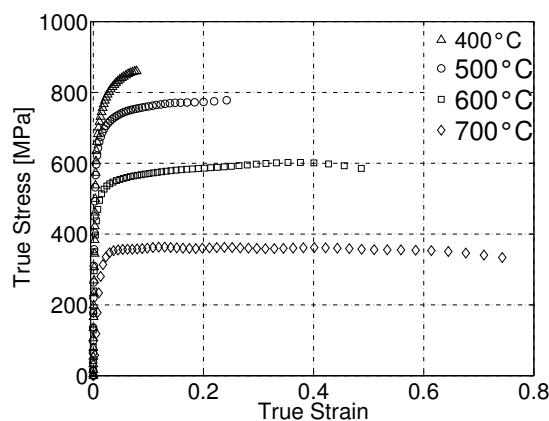


Figure 2.12 – Effet de la température. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V, une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} et des températures de 400°C à 700°C.

Après analyse des résultats présentés sur la figure 2.12, les deux températures les plus basses $T = 400^\circ\text{C}$ et 500°C sont retenues pour la suite du projet. Elles permettent d'obtenir un bon compromis entre le taux de déformation maximal avant striction et le niveau de température. Dans ce cas, les essais menés à une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} fournissent des déformations à striction respectivement de 0,1 et 0,25. Comme indiqué dans l'étude bibliographique du chapitre 1, cette déformation à striction

devrait augmenter lorsque la vitesse de déformation diminue. Ce phénomène sera étudié plus en détails dans la suite avec la réalisation d'essais menés à différentes vitesses de déformation. Par ailleurs, des essais supplémentaires prendront en considération différentes orientations de sollicitation (cf. table 2.2).

Les essais de traction, mis en place pour identifier le comportement du matériau, se focaliseront désormais sur les deux températures retenues ci-avant. Tous les essais de traction monotone réalisés et tenant compte de l'influence de la température, de la vitesse de déformation et de l'orientation ont été doublés. Certains d'entre eux non reproductibles ont été triplés. La figure 2.13 illustre l'erreur de mesure quantifiée en prenant en compte les doublons à 400°C et 500°C dans la direction de laminage et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} . Ainsi une erreur proportionnelle à la déformation est enregistrée. L'erreur maximale à 400°C est de $\pm 13 \text{ MPa}$ alors qu'elle est de $\pm 15 \text{ MPa}$ à 500°C. Cette erreur de mesure, grandissante avec la température, peut provenir de divers phénomènes liées au banc DIC (effet convectif, déformations hors plan) ou bien à la partie mécanique de l'essai (mise en place de l'éprouvette, mesure de section, etc) mais reste acceptable pour les besoins de notre étude.

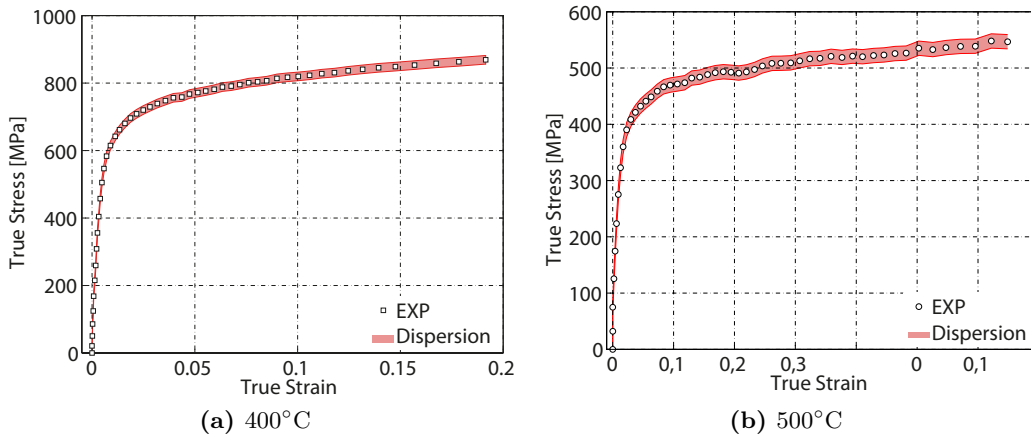


Figure 2.13 – Représentation graphique de l'erreur de mesure quantifiant la répétabilité des essais dans ces conditions suivant la direction de laminage (RD) et à une vitesse de sollicitation de 10^{-4}s^{-1} à 400°C et 500°C.

2.4.2 Essais à 400°C

Dans cette section, les essais mécaniques isothermes menés en grandes déformations à 400°C sont présentés. Cette gamme de température d'essais est peu étudiée dans la littérature. Pour rappel, Gilles et al. [Gilles+2012] ou Revil-Baudard [Revilbaudard2010] ont étudié le matériau à température ambiante. Stutz et al. [Stutz+2013], Chartrel [Chartrel2016], Alabord et al. [Alabord+2015], Majorell et al. [Majorell+2002], ... ont travaillé à hautes températures ($T \geq 750^\circ\text{C}$). Aux températures intermédiaires (400°C) les références sont plus rares, ainsi seuls les travaux de Kotkunde et al. [Kotkunde+2014c]

et Odenberger et al.[Odenberger+2013a] ont été identifiés comme présentant des résultats de caractérisation à plus basses températures.

La batterie d'essais proposée, permet l'observation de plusieurs phénomènes comme l'illustrent les figures 2.14 et 2.15. La figure 2.14a met en évidence l'effet de la vitesse de déformation sur le matériau. A cette température, les effets visqueux sont présentés pour les trois décades de vitesses de déformation considérées. Ainsi l'écart maximal sur le niveau de contrainte en fonction des différentes vitesses peut atteindre 30 MPa, ce qui situe ce résultat dans la gamme d'erreur de mesure. En outre, la vitesse de déformation a une grande influence sur la déformation avant striction. De ce fait, une diminution de la vitesse de sollicitation engendre une augmentation de la déformation maximale avant striction. Ce graphe donné pour la direction de laminage (*RD*) est représentatif des résultats obtenus dans les deux autres directions (*DD* et *TD*). Ainsi, pour les trois directions étudiées, la déformation enregistrée pour une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} est en moyenne de 0,1 alors que pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} cette valeur est doublée.

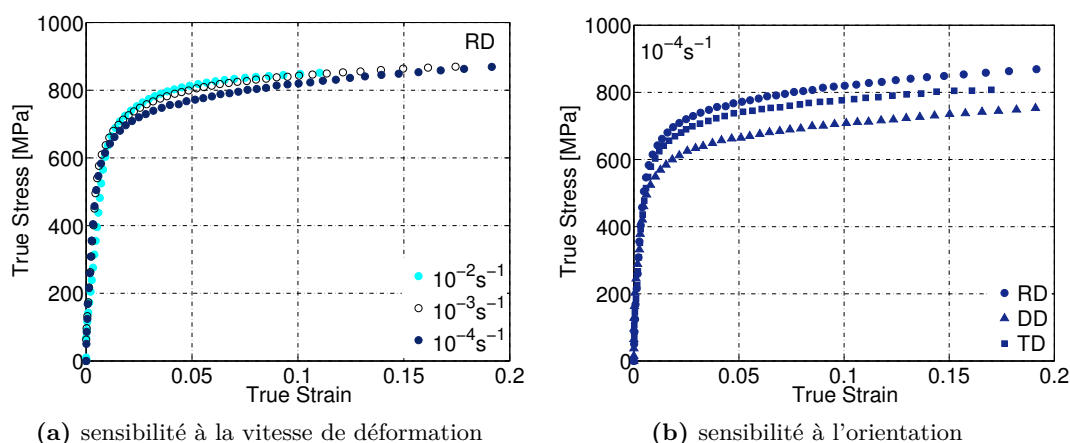


Figure 2.14 – Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V illustrant l'effet de la vitesse de déformation et de l'orientation d'extraction à 400°C.

L'effet de l'orientation de sollicitation (*RD*, *DD*, *TD*) sur le niveau de contrainte et de déformation à striction est mis en évidence par la figure 2.14b pour une sollicitation à une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} . Le matériau présente une résistance maximale suivant le sens de laminage (*RD*) et minimale à 45° (*DD*). Ce constat est identique à celui réalisé par Odenberger et al. [Odenberger+2013a] concernant une tôle en alliage de titane Ti-6Al-4V de 2 mm d'épaisseur et une température de sollicitation de 400°C.

En observant le niveau de déformation maximale avant striction, le matériau présente une déformation maximale amoindrie dans le sens transverse (*TD*) de près de 10%. Ce

constat est retrouvé à température ambiante dans l'analyse de Gilles et al. [Gilles+2012] sur un alliage Ti-6Al-4V suivant les trois même directions.

Le calcul du coefficient d'anisotropie est réalisé comme indiqué dans la section 2.3 par l'équation 2.3.1. La figure 2.15 illustre l'évolution du coefficient d'anisotropie au cours de l'essai d'érouissage à 400°C pour la direction de laminage et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} . Le tracé de ε_{yy}^{pl} en fonction de ε_{zz}^{pl} (obtenu en considérant l'incompressibilité plastique) permet de montrer que le coefficient d'anisotropie plastique est peu sensible au niveau de déformation plastique. Une évolution similaire est obtenue pour les deux autres décades de vitesses de déformation pour une erreur inférieure à 1%.

L'ensemble des valeurs des coefficients d'anisotropie identifiées est donné dans le tableau 2.3. Ces valeurs sont en accord avec celles fournies par Odenberger et al. [Odenberger+2013a] pour l'alliage Ti-6Al-4V à la même température.

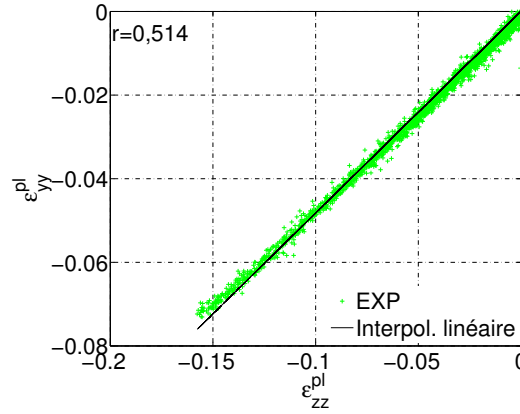


Figure 2.15 – Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage (RD) à 400°C.

On peut remarquer que les coefficients d'anisotropie calculés à 400°C sont inférieurs ou proches de 1 (tableau 2.3). Cela signifie que les déformations plastiques dans l'épaisseur sont supérieures à celles de la direction transverse. Le matériau aura donc plutôt tendance à s'amincir qu'à s'allonger.

L'ensemble des résultats expérimentaux issus des essais réalisés à 400°C est disponible en Annexe A.2.

2.4.3 Essais à 500°C

Dans cette section, des essais mécaniques isothermes menés en grandes déformations à 500°C sont présentés de manière analogue à ceux réalisés à 400°C.

Tableau 2.3 – Récapitulatif des valeurs de limite d'élasticité et de coefficient d'anisotropie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 400°C en grandes déformations. Σ_r représente l'écart-type de l'ensemble des coefficients d'anisotropie dans une direction.

Temp. [°C]	E [GPa]	orient. [°]	σ_y [MPa]	r	Σ_r	R_{moy}
400	100	0	425	0,514	5,03E-02	0,833
		45	325	1,100	3,66E-02	
		90	410	0,617	3,44E-02	

A cette température les effets de sensibilité à la vitesse de déformation et à l'orientation n'ont pas la même proportion qu'à plus basses températures. Les deux phénomènes énoncés précédemment sont illustrés sur les figures 2.16 et 2.17.

La figure 2.16a met en évidence l'effet de la vitesse de déformation sur le matériau. A cette température, ce paramètre influence beaucoup plus le comportement qu'à 400°C. On observe une chute du taux de contrainte de près de 35% et une augmentation du taux de déformation à striction de 40% entre les deux vitesses de déformations extrêmes. Ces conclusions se rapprochent plus des phénomènes observés à très hautes températures.

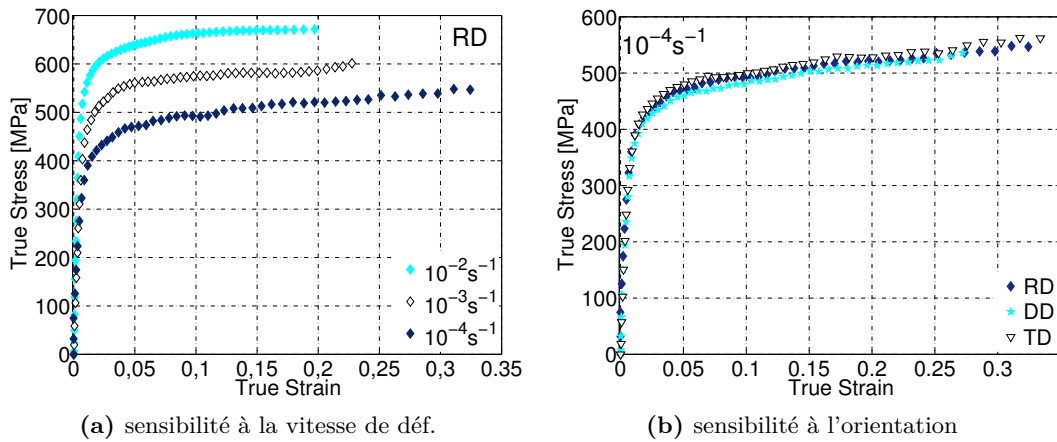


Figure 2.16 – Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V illustrant l'effet de la vitesse de déformation et de l'orientation d'extraction à 500°C.

L'effet de l'orientation (*RD*, *DD*, *TD*) sur le niveau de contrainte est mis en évidence par la figure 2.16b à une sollicitation de 10^{-4}s^{-1} . Ici l'analyse sur le niveau de contrainte est complexe à évaluer puisque les trois courbes se situent dans la zone de dispersion des mesures expérimentales. Cependant, contrairement à ce qui est observable à 400°C (cf. figure 2.14b), les disparités de limites d'élasticité sont très largement réduites. De plus, on remarque que la répartition de la déformation à striction est différente de celle obtenue à 400°C. A cette température, la déformation à striction est maximale suivant

la direction transverse au laminage (TD) et minimale suivant la direction diagonale (DD). Les disparités de déformation maximale à striction présentent un écart inférieur à 5%. Elles sont donc réduites avec l'augmentation de la température.

Le calcul du coefficient d'anisotropie est mené de manière contiguë à l'analyse faite à 400°C. La figure 2.17 illustre l'évolution du coefficient d'anisotropie à 500°C. Conformément aux résultats obtenus à plus basse température, cette évolution est linéaire et permet d'admettre l'hypothèse d'un coefficient d'anisotropie constant sur toute la gamme de déformations plastiques avant striction.

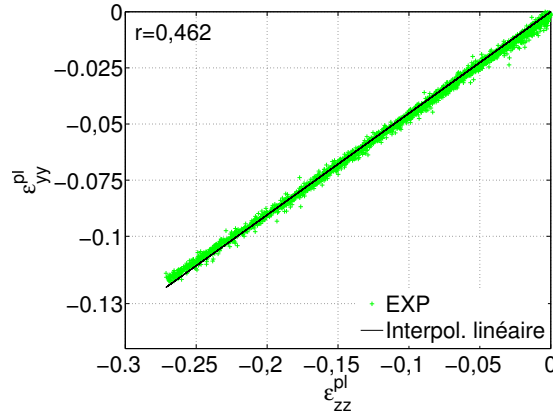


Figure 2.17 – Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage (RD) à 500°C.

Le tableau 2.4 regroupe les valeurs de module d'élasticité, des limites d'élasticité, des coefficients d'anisotropie et des coefficients de Lankford identifiés pour l'alliage de l'étude à 500°C. Dans la littérature, à cette température, les données expérimentales de caractérisation concernant l'alliage Ti-6Al-4V sont peu abondantes. Cependant les données expérimentales identifiées et publiées par Odenberger et al. [Odenberger+2013a] à 560°C montrent une tendance similaire concernant le module d'élasticité. Les valeurs des coefficients d'anisotropie semblent également cohérentes avec celles identifiées par Chartrel [Chartrel2016] dans ses travaux de thèse à plus haute température ($T = 630^\circ\text{C}$).

L'ensemble des résultats des essais de traction en grandes déformations est présenté dans l'Annexe A.2.

Cette première analyse du comportement du matériau a permis de mettre en évidence un certain nombre de phénomènes identifiés dans l'étude bibliographique à différentes températures. Ainsi la dépendance du matériau à la température est exposée et on remarque que lorsque la température croît, le niveau de contrainte diminue et la déformation maximale à striction augmente pour les trois vitesses de déformation et les trois orientations étudiées. La température a également un effet sur le taux de déformation à striction en fonction de la direction de sollicitation. L'influence de la

Tableau 2.4 – Récapitulatif des valeurs de limite d'élasticité et de coefficient d'anisotropie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 500°C en grandes déformations. Σ_r représente l'écart-type de l'ensemble des coefficients d'anisotropie dans une direction.

Temp. [°C]	E [GPa]	orient. [°]	σ_y [MPa]	r	Σ_r	R_{moy}
500	92	0	50	0,462	3,19E-02	0,818
		45	40	1,149	5,41E-02	
		90	48	0,511	1,35E-03	

vitesse de déformation aux deux températures retenues (400°C et 500°C) est plus marquée lorsque la température augmente comme le suggère Lecomte [Lecomte2000] dans ses travaux de thèse. Enfin, les disparités de limite d'élasticité tendent à s'amoinrir lorsque la température augmente a contrario des coefficients d'anisotropie plastique qui auraient tendance à rester identiques.

2.5 Caractérisation en petites déformations

Le but de la caractérisation en petites déformations est double. Dans un premier temps, il s'agira d'estimer plus précisément les modules et limites d'élasticité en mesurant la déformation à l'aide d'un extensomètre mécanique. Dans un second temps, elle permettra de caractériser le matériau pour un trajet de chargement plus complexe et représentatif de certaines zones de la pièce obtenue par emboutissage à chaud comme indiqué dans le paragraphe 2.1.

2.5.1 Le moyen d'essai

Des essais de traction-compression et compression-traction uni-axiaux menés en petites déformations ont été réalisés par le laboratoire matériau de la société Faurecia². Ces essais sont réalisés à l'aide d'une machine de traction hydraulique MTS® de capacité nominale 50 kN. Le pilotage est réalisé par un contrôleur MTS FLEXTEST 40®, un logiciel Low-Cycle Fatigue (LCF) et une cellule de force 50 kN comme illustré par la figure 2.18a. La mesure de déformation est réalisée à l'aide d'un extensomètre haute température EPSILON®, disposant d'une base de mesure de 10 mm et d'une amplitude de mesure de $\pm 10\%$. Enfin un four résistif MTS® permet la réalisation d'essais en température. Ce four composé de trois zones de chauffe indépendantes, permet d'obtenir des gradients thermiques inférieurs à 5°C tout au long de l'essai.

La complexité de l'essai réside dans la réalisation de sollicitation en compression sur une éprouvette plate sans que cette dernière ne flambe, ce qui fausserait les résultats de mesure et risquerait d'endommager la machine. Pour cela, un montage spécifique a été

2. Faurecia Emissions Control Technologies, 25550 BAVANS

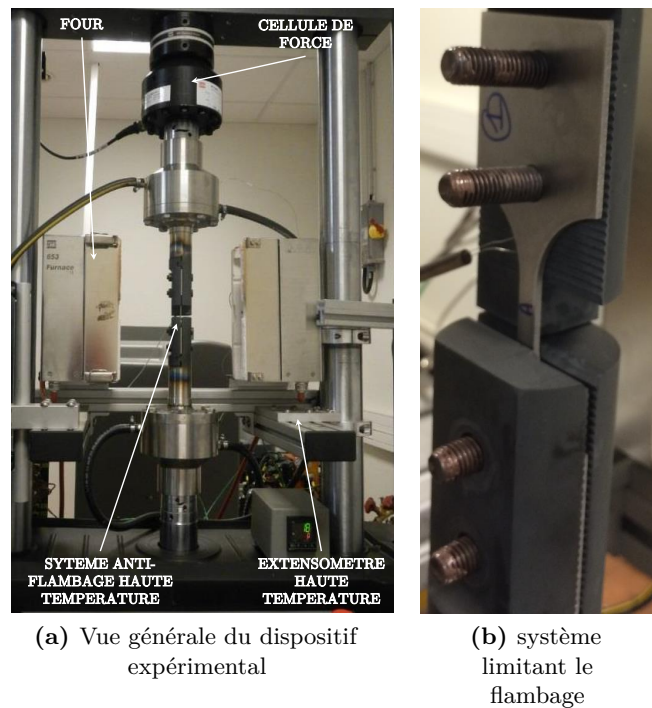


Figure 2.18 – Vue globale du moyen d’essais ainsi que du dispositif limitant le flambage pour la caractérisation en petites déformations.

développé basé sur une conception originale des tiges d’amarages. Comme illustré sur la figure 2.18b, le système "*anti-flambage*" n’est pas en contact direct avec l’éprouvette, contrairement au système présenté par Gilles et al. [Gilles+2011] ou d’autres auteurs [Boger+2005 ; Eggertsen+2010 ; Odenberger+2013a]. Ainsi, la mesure de l’effort n’est pas perturbée par des frottements s’initiant entre l’éprouvette et le montage. Le système proposé permet d’éviter ou du moins de limiter grandement les effets de flambage lors de sollicitations en compression. Les taux de déformation choisis ($\pm 0.8\%$) permettent de pouvoir identifier correctement les différentes phases élastiques et plastiques du comportement mécanique du matériau aussi bien en traction qu’en compression.

Les tests sont réalisés uniquement dans la direction de laminage (RD) afin de limiter le nombre d’essais. Par ailleurs, les études de Odenberger et al. [Odenberger+2013a], à 400°C , ou de Gilles et al. [Gilles+2011], à température ambiante, ont montré une dissymétrie de comportement entre les phases de traction et de compression suivant les trois directions. Ce phénomène pourra être analysé avec ce type d’essai.

2.5.2 Résultats et Analyses

Cette section présente les résultats des essais de traction-compression et compression-traction. Deux phénomènes sont distinctement identifiables sur les figures 2.19 et 2.20 à savoir l'influence de la vitesse de déformation et de la symétrie de comportement.

2.5.2.1 Influence de la vitesse de déformation

L'influence de la vitesse de déformation en fonction de la température a déjà été mise en évidence dans le paragraphe précédent et les résultats présentés ici confirment la première analyse. La figure 2.19a montre l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour deux vitesses de déformation à 400°C. Par analogie aux essais en grandes déformations, on remarque qu'à cette température le matériau reste peu sensible à la vitesse de déformation. Les contraintes maximales sont de 625 MPa et 595 MPa pour des vitesses de déformation respectives de 10^{-2}s^{-1} et 10^{-4}s^{-1} , soit un écart de 1,5%.

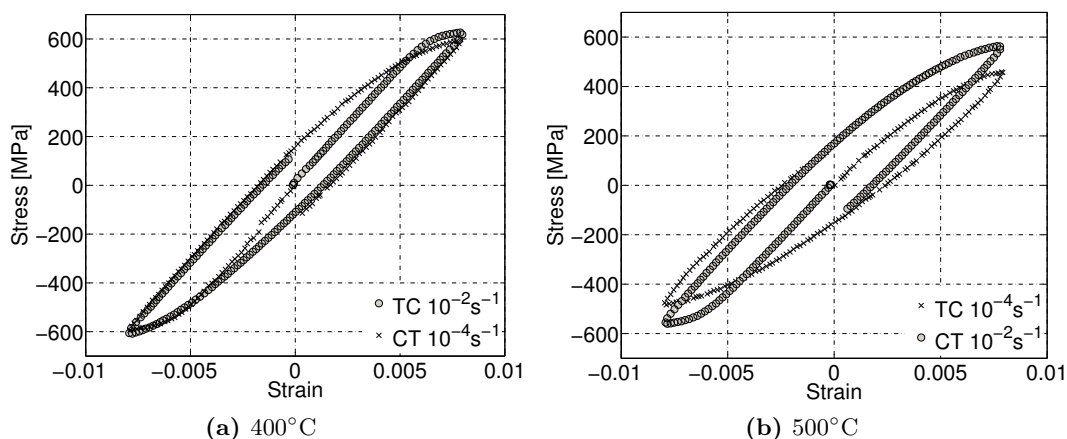


Figure 2.19 – Graphe contrainte / déformation pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour deux demi-cycle Traction-Compression (TC) ou Compression-Traction (CT) suivant la direction de laminage à 400°C et 500°C.

La figure 2.19b représente la réponse contrainte-déformation à 500°C pour deux vitesses de déformation. Les résultats obtenus rejoignent les analyses réalisées pour les essais grandes déformations avec une viscosité beaucoup plus significative qu'à 400°C. Les contraintes maximales sont respectivement de 555 MPa et 455 MPa pour des vitesses de déformation de 10^{-2}s^{-1} et 10^{-4}s^{-1} , soit un écart de 17%.

De plus, les courbes de la figure 2.19 montrent une diminution de la limite d'élasticité en compression après une sollicitation en traction ou inversement. Ce phénomène laisse supposer une part importante de l'écrouissage cinématique dans le comportement de l'alliage, comme le décrivent Lemaitre et al. [Lemaitre+2009].

2.5.2.2 Influence du type de sollicitation

La figure 2.20 illustre le premier quart de cycle (traction ou compression) des essais menés en traction - compression et en compression - traction. On observe que la limite d'élasticité est pratiquement identique dans les deux cas :

- 400°C : 425 MPa en traction et 415 MPa en compression,
- 500°C : 52 MPa en traction et 51 MPa en compression.

Ainsi, la dissymétrie de comportement souvent observée sur cet alliage ne semble pas prépondérante pour les conditions d'essais et le matériau considéré dans cette étude.

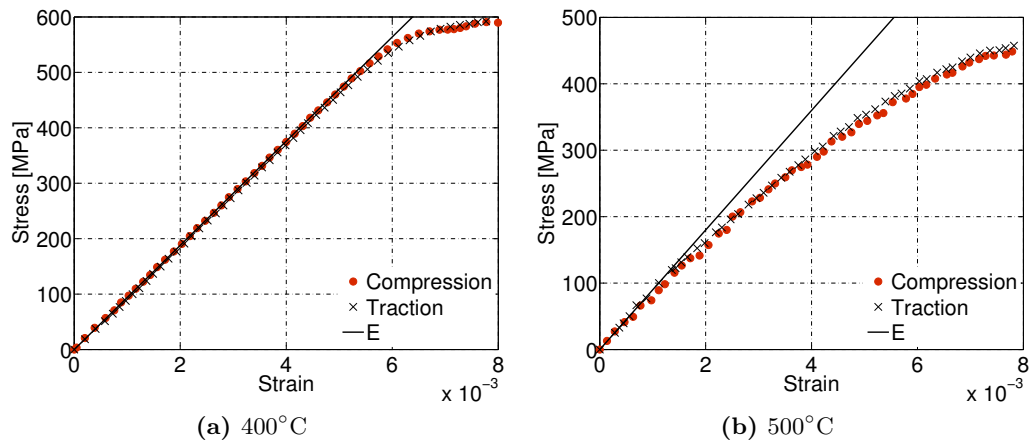


Figure 2.20 – Graphe contrainte / déformation pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour un cycle traction et compression à 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage à 400°C et 500°C.

Les résultats liés à la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation fournissent les mêmes tendances pour les essais menés en grandes et petites déformations. Il est pour autant difficile de les comparer avec précision du fait principalement d'une différence du mode de pilotage inhérent aux deux dispositifs employés. En effet, les essais en petites déformations pilotés à l'aide d'un extensomètre fournissent une vitesse de déformation parfaitement constante dans la zone utile de l'échantillon. En revanche, les essais grandes déformations ne permettent pas ce pilotage et malgré les précautions prises, la vitesse de déformation cible n'est pas atteinte dans les premiers stades du chargement. La figure 2.21 illustre ce phénomène en montrant l'évolution de la déformation en fonction du temps pour les essais grandes et petites déformations à 500°C suivant la direction de laminage et une vitesse de déformation cible de 10^{-4}s^{-1} . On peut remarquer que pour l'essai en petites déformations, la vitesse de déformation cible est obtenue dès le début de l'essai. Pour l'essai en grandes déformations, la vitesse de déformation cible n'est obtenue qu'au bout de 500 secondes.

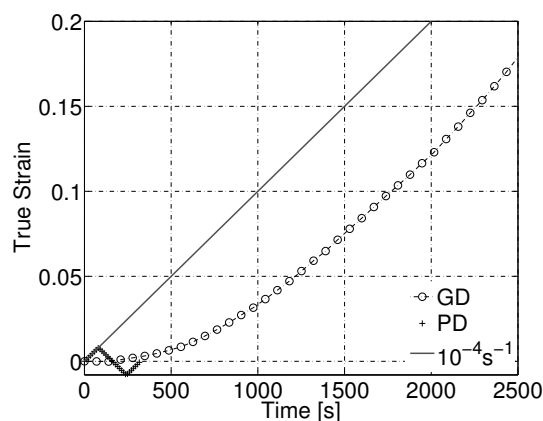


Figure 2.21 – Graphe déformation vraie / temps pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} .

2.5.2.3 Influence de la relaxation des contraintes

Enfin, un essai de traction - relaxation est réalisé afin de quantifier la viscosité du matériau sur une gamme de vitesses de déformation plus large.

Les essais de relaxation ont été réalisés suivant un chargement en traction jusqu'à 1% avec une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivi d'un maintien à ce niveau de déformation pendant 300s. Cet essai permet l'étude de vitesses de déformation très faibles en considérant des temps d'essais relativement courts.

La figure 2.22 illustre les deux essais de relaxation à 400°C et 500°C. Dans un premier temps, on peut remarquer qu'au bout de 300 *secondes* de maintien la contrainte n'est pas totalement stabilisée. Une extrapolation des données est réalisée afin de pouvoir identifier la contrainte non visqueuse.

L'essai à 500°C présente un comportement visqueux important marqué par une relaxation des contraintes d'environ 160 MPa. En revanche, on remarque également pour l'essai à 400°C une relaxation significative des contraintes (environ 100 MPa). A cette température, le matériau présente donc des effets visqueux non négligeables pour des vitesses de déformation très faibles ($\approx 10^{-10}\text{s}^{-1}$).

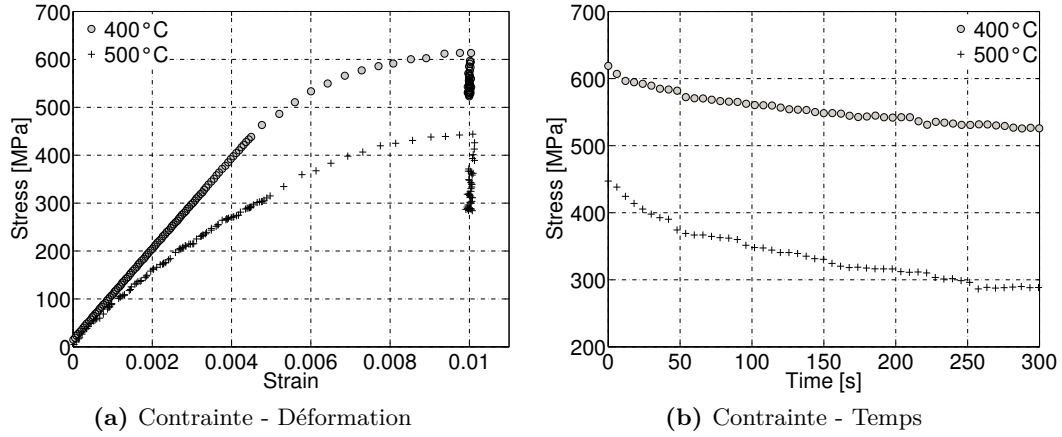


Figure 2.22 – Graphe des deux essais de traction-relaxation à 400°C et 500°C suivant la direction de laminage (RD) pour l’alliage de titane Ti-6Al-4V.

Le tableau 2.5 récapitule les valeurs des modules d’élasticité, des limites d’élasticité et des contraintes obtenues à l’issue de la relaxation (σ_{relax}) identifiées pour l’alliage de l’étude à 400°C et 500°C. On remarque que les valeurs obtenues pour les modules et les limites d’élasticité des deux études (GD - tableaux 2.3 et 2.4 et PD - tableau 2.5) sont très proches (inférieures à 4%), ce qui conforte les résultats de l’analyse réalisée en grandes déformations. Pour les deux niveaux de température étudiées, les essais en petites déformations ont permis de mettre en évidence deux effets notables :

- une symétrie de comportement en traction et en compression ;
- des effets visqueux non négligeables à prendre en considération.

Tableau 2.5 – Récapitulatif des valeurs des modules d’élasticité, des limites d’élasticité et contraintes obtenues en fin de relaxation (σ_{relax}) pour l’alliage de titane Ti-6Al-4V aux deux températures retenues 400°C et 500°C en petites déformations.

Température [°C]	E [GPa]	orientation [°]	σ_y [MPa]	σ_{relax} [MPa]
400	100	0	420	525
500	92	0	52	290

Conclusion Chapitre 2

L'étude des résultats de ces essais a permis de quantifier les effets de comportement mis en évidence dans le chapitre 1 et d'analyser leur importance.

Essais Grandes Déformations

La réalisation des essais menés en grandes déformations a nécessité l'utilisation de la Corrélation d'Images Numériques (CIN) ou "*Digital Image Correlation*" (DIC) pour l'identification des déformations dans le plan. Cette méthode de mesure nécessite le marquage de la surface de l'éprouvette, qui a été réalisé dans cette étude par anodisation (cf. figure 2.9). Cette technique innovante et peu répandue a fourni des résultats très satisfaisants parfaitement adaptés à nos conditions d'essais qui ne permettaient pas l'utilisation de techniques conventionnelles comme la peinture ou l'attaque chimique.

L'analyse des résultats des essais grandes déformations (GD) a permis d'identifier un compromis entre température de formage diminuant le coût énergétique du procédé et un allongement maximal suffisant pour la réalisation de pièces aujourd'hui fabriquées par formage superplastique ou formage à chaud ($T > 700^{\circ}\text{C}$). Cette analyse s'est appuyée sur le savoir-faire des sociétés Aurock et Loire-Etude pour définir la gamme de températures optimales de formage pour des niveaux entre 400°C et 500°C . Un approfondissement des connaissances pour ces deux températures a donc été réalisé. Ainsi, nous avons pu mettre en évidence que la température joue un effet important tant sur le niveau de contrainte que sur le niveau de déformation à striction comme le montre les figures 2.14 et 2.16. De plus, les effets visqueux sont très présents à 500°C contrairement à ce qui se produit à plus basse température. L'anisotropie plastique du matériau (r_{α}) étudiée suivant trois directions (RD, DD, et TD) a pu être identifiée à l'aide du calcul des champs de déformation issus de la mesure sans contact des champs de déplacement (cf. tableaux 2.3 et 2.4). Ces trois éléments sont à prendre en considération pour la modélisation du comportement du matériau qui fait l'objet du chapitre suivant.

Essais Petites Déformations

L'étude du comportement en petites déformations permet l'utilisation de moyens de mesure plus conventionnels (extensomètre mécanique). Les essais de traction - compression et de compression - traction permettent de définir la réponse du matériau sur un cycle de chargement représentatif d'une zone de la tôle lors d'une opération d'emboutissage à chaud [Col2010]. L'analyse des résultats de ces essais petites déformations (PD) permet de montrer un effet important de l'évolution de l'écrouissage cinématique comme l'illustre la figure 2.19. De plus, ces tests montrent qu'à ces températures, le matériau ne présente pas de dissymétrie de comportement (cf. figure 2.20) contrairement à ce que d'autres auteurs observent à plus basses températures [Gilles+2012; Nixon+2010;

[Odenberger+2013a](#) ; [Tuninetti+2015](#)]. Enfin ces essais de rhéologie permettent de confirmer les résultats des essais grandes déformations (GD) obtenus par [DIC](#) (cf. tableau 2.5).

L'ensemble des essais mécaniques isothermes présenté dans ce chapitre va servir de base à la modélisation du comportement du matériau de l'étude.

Modélisation du comportement de l'alliage de titane Ti-6Al-4V

Introduction	73
3.1 Modélisation du comportement élasto-viscoplastique	74
3.1.1 Décomposition de la déformation et loi d'élasticité	74
3.1.2 Définition de la loi d'écoulement	75
3.1.3 Surface de charge et loi d'écrouissage isotrope ou cinématique	76
3.2 Formulation et identification de critères de plasticité	77
3.2.1 Critère de <i>von Mises</i>	78
3.2.2 Critère de <i>Hill48</i>	78
3.2.3 Critère de <i>Barlat91</i>	82
3.2.4 Comparaison des résultats obtenus à partir des différents critères	88
3.3 Procédure d'identification des paramètres du modèle de comportement	90
3.4 Résultats	95
3.4.1 Essais cycliques	95
3.4.2 Essais de relaxation	96
3.4.3 Essais de traction en Grandes Déformations (GD)	97
3.5 Intégration de la loi de comportement dans Abaqus®	100
Conclusion Chapitre 3	103

Introduction

La simulation numérique par la Méthode Éléments Finis (M.E.F.) d'une opération d'emboutissage nécessite une caractérisation du comportement mécanique du matériau à

mettre en forme. Dans ce chapitre, le modèle de comportement ainsi que la méthodologie d'identification de ses paramètres sont présentés en détail.

La complexité d'un modèle de comportement dépend directement du nombre de paramètres à considérer en relation avec les effets que l'on souhaite reproduire (anisotropie, écrouissages, viscosité, ...). Ainsi, comme présenté dans le chapitre précédent, le modèle de comportement doit prendre en considération les parts élastique, visqueuse et plastique du comportement du matériau [Banabic2010 ; Lemaitre+2009 ; Marciniak+2002]. Dans cette étude, un **modèle de comportement élasto-viscoplastique** est donc considéré. Une attention particulière est portée sur les **variables d'écrouissage** (isotrope ou cinématique) et sur leur influence dans les essais cycliques. Trois **critères de plasticité**, isotrope (*von Mises*) et anisotropes (*Hill48* et *Barlat91*), sont également étudiés. L'identification de leurs paramètres nécessite un nombre d'essais différent et leurs prédictions sont analysées et discutées.

3.1 Modélisation du comportement élasto-viscoplastique

Les conclusions du chapitre 2 sur le comportement phénoménologique de l'alliage de titane Ti-6Al-4V nous amènent à considérer la formulation d'un modèle de comportement élasto-viscoplastique anisotrope. Ce modèle suppose la décomposition de la déformation totale en une partie élastique (réversible) et inélastique (irréversible). La transition entre les deux types de comportement est régie par un critère de plasticité. Dans notre étude, deux critères anisotropes seront étudiés (*Hill48* et *Barlat91*) et les résultats seront comparés à ceux fournis par le critère isotrope de *von Mises*. Chaque critère peut être représenté par une surface de charge dont l'évolution au cours du chargement est définie au travers de variables d'évolution pouvant être de natures différentes : isotrope ou cinématique. Ce point fera l'objet d'une étude particulière par la suite. Enfin, une loi d'écoulement viscoplastique permet de prendre en compte la sensibilité du matériau à la vitesse de déformation.

Le formalisme de la loi de comportement utilisé dans ces travaux de thèse s'appuie sur les études de Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] et Chaboche et al. [Chaboche2008 ; Chaboche+1995]. La formulation proposée reste en accord avec les principes de la thermodynamique des processus irréversibles.

3.1.1 Décomposition de la déformation et loi d'élasticité

La présente formulation du modèle de comportement doit être valable aussi bien en petites qu'en grandes déformations. Dans notre étude, une décomposition additive des tenseurs des vitesses de déformations totale $\bar{d}$ en une part élastique $\bar{d}^{el}$ et une part

viscoplastique $\overline{d^{pl}}$ est supposée comme le présente Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] :

$$\overline{d} = \overline{d^{el}} + \overline{d^{pl}} \quad (3.1.1)$$

L'extension de la loi d'élasticité aux grandes déformations nécessite l'utilisation d'une dérivée objective notée ' ∇ ' permettant d'écrire les équations constitutives du modèle de comportement indépendamment du repère d'observation. La loi d'élasticité peut alors s'écrire sous la forme de l'équation 3.1.2.

$$\frac{\nabla}{\overline{\sigma}} = \overline{\overline{C_e}} : (\overline{d} - \overline{d^{pl}}) \quad (3.1.2)$$

avec $\overline{\overline{C_e}}$ le tenseur d'élasticité isotrope d'ordre quatre défini par le module d'Young E ainsi que le coefficient de Poisson ν et $\overline{\sigma}$ le tenseur des contraintes.

3.1.2 Définition de la loi d'écoulement

La loi d'écoulement viscoplastique se définit par une relation liant la contrainte à la vitesse de déformation. Elle s'exprime le plus souvent par la relation 3.1.3 donnée ici pour un cas uniaxial.

$$\sigma_v = K |d^{pl}|^{\left(\frac{1}{n}\right)} \quad (3.1.3)$$

avec σ_v la contrainte visqueuse, d^{pl} la vitesse de déformation plastique dans la direction de sollicitation, K et n des paramètres matériau.

Cette relation permet de rendre compte des effets de sensibilité à la vitesse de déformation pour différents matériaux (polymères, composites thermoplastiques ou matériaux métalliques) associés à de nombreux procédés. Elle est notamment utilisée par de nombreux auteurs [Chaboche2008 ; Chaboche+1996 ; Chun+2001 ; Doquet+2015 ; Wang+2009a] pour modéliser la sensibilité des alliages de titane à la vitesse de déformation.

La loi d'écoulement s'écrit selon l'hypothèse de normalité :

$$\overline{d^{pl}} = \lambda_P \frac{\partial f}{\partial \overline{\sigma}} \quad (3.1.4)$$

avec λ_P le multiplicateur plastique défini comme une fonction puissance de la surface de charge représentée par la fonction f :

$$\lambda_P = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n \quad (3.1.5)$$

où $\langle \bullet \rangle$ représente les parenthèses de Macaulay soit : $\langle a \rangle = a$ si $a \geq 0$ ou sinon 0.

3.1.3 Surface de charge et loi d'écrouissage isotrope ou cinématique

La surface de charge $f(\bar{\sigma})$ représente la limite entre les domaines élastique et plastique dans l'espace des contraintes à un instant t . A l'intérieur de ce domaine, toute variation de contrainte n'engendre que des déformations réversibles (élastiques) et aucune déformation viscoplastique. Sur la limite du domaine, le comportement est considéré comme viscoplastique. L'ensemble de ces notions est généralisable au cadre tridimensionnel, ce qui permet de définir un critère de plasticité (cf. 3.2) [Lemaitre+2009].

Pour les matériaux écrouissables, la surface de charge s'exprime en fonction des composantes du tenseur des contraintes et dépend directement de l'état d'écrouissage décrit par l'intermédiaire de variables thermodynamiques internes nommées variables d'écrouissage isotrope et cinématique. La variable scalaire isotrope R décrit une dilatation (ou une contraction) de la surface de charge tandis que la variable tensorielle cinématique $\bar{X}$ décrit une translation de cette surface. Les équations 3.1.6 et 3.1.7 illustrent l'introduction de ces deux lois d'écrouissage dans l'expression de la fonction de charge f .

$$f(\bar{\sigma}, R) = \Phi(\bar{\sigma}) - (R + \sigma_y) \quad (3.1.6)$$

$$f(\bar{\sigma}, \bar{X}) = \Phi(\bar{\sigma} - \bar{X}) - \sigma_y \quad (3.1.7)$$

avec R la variable d'écrouissage isotrope, $\bar{X}$ la variable d'écrouissage cinématique, σ_y la limite d'élasticité et Φ la fonction caractérisant le critère de plasticité.

Pour un critère de plasticité donné, deux modèles de comportement distincts sont étudiés, chacun caractérisé par un type d'écrouissage (isotrope ou cinématique). Les équations d'évolution retenues pour ces variables sont classiques et sont fournies par exemple dans l'ouvrage de Lemaitre et al. [Lemaitre+2009]. Pour chaque équation d'évolution, notons que plusieurs variables d'écrouissage sont considérées et qu'un terme de restauration statique est introduit dans l'une d'elle. Le choix des composantes des modèles et l'identification de ses différents paramètres sont explicités par la suite. La formulation des différents modèles est donnée par les équations 3.1.8 et 3.1.9

$$\left\{ \begin{array}{l} R_i = b_i Q_i r_i \quad ; \quad R = \sum_{i=1}^3 R_i \\ \dot{r}_1 = \lambda_P \left(1 - \frac{R_1}{Q_1} \right) - \left(\frac{R_1}{M} \right)^m \\ \dot{r}_i = \lambda_P \left(1 - \frac{R_i}{Q_i} \right) \quad , \quad i = 2, 3 \end{array} \right. \quad (3.1.8)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \overline{X}_i = \frac{2}{3} C_i \overline{\alpha}_i \ ; \ \overline{X} = \sum_{i=1}^3 \overline{X}_i \\ \frac{\nabla}{\overline{\alpha}_1} = \overline{d^{pl}} - \frac{3}{2} \frac{D_1}{C_1} \overline{X}_1 \lambda_P - \frac{3}{2} \left\langle \frac{J(\overline{X}_1)}{M} \right\rangle^m \frac{\overline{X}_1}{J(\overline{X}_1)} \\ \frac{\nabla}{\overline{\alpha}_i} = \overline{d^{pl}} - \frac{3}{2} \frac{D_i}{C_i} \overline{X}_i \lambda_P \ , \ i = 2, 3 \end{array} \right\} \quad (3.1.9)$$

avec Q_i, b_i, C_i, D_i, M et m représentant des paramètres matériau. λ_P est le multiplicateur plastique défini par l'équation 3.1.5 et J la norme définie par $J(\overline{a}) = \sqrt{\frac{3}{2}} \overline{a} : \overline{a}$.

Dans cette étude, les deux types d'érouissages sont analysés séparément. Dans le cas d'une sollicitation monotone uniaxiale, les relations 3.1.8 et 3.1.9 sont équivalentes en supposant la relation 3.1.10.

$$\left\{ \begin{array}{l} C_i \Leftrightarrow Q_i b_i \\ D_i \Leftrightarrow b_i \end{array} \right\} \quad (3.1.10)$$

La formulation détaillée de la loi de comportement est proposée en annexe B.1.

Comme indiqué précédemment, la fonction Φ caractérise le critère de plasticité. La partie suivante présente une analyse des critères de *von Mises*, *Hill48* et *Barlat91*. L'identification des paramètres des différents critères y est détaillée.

3.2 Formulation et identification de critères de plasticité

Comme énoncé dans le chapitre 1, de nombreuses études [Gilles+2011 ; Kotkunde+2014b ; Odenberger+2013b ; Revil Baudard+2009 ; Tritschler+2014] sur les alliages de titane ont montré que le critère de plasticité anisotrope de Cazacu [Cazacu+2006 ; Plunkett+2008] est couramment utilisé pour décrire la surface seuil des alliages de titane. Cependant, l'identification des paramètres de ce critère nécessite la réalisation d'un grand nombre d'essais mécaniques dont certains peuvent s'avérer complexes surtout à hautes températures (bi-expansion, bi-compression). De plus, l'avantage de ce critère de plasticité réside dans la prise en considération de la dissymétrie de limite d'élasticité en traction et compression. Or les essais en petites déformations réalisés au chapitre 2 ont montré que ce phénomène n'est pas observé (cf. figure 2.21) pour nos conditions d'essais et de température. Pour ces deux raisons et ne pouvant pas utiliser aisément les données de la littérature (différentes microstructures, épaisseurs et températures) pour compléter notre base de données, trois critères de plasticité sont étudiés et comparés. Il s'agit du critère de *von Mises* utilisé pour les comportements isotropes et deux critères de plasticité anisotrope : le critère de *Hill48* [Hill1948] et de *Barlat91* [Barlat+1991].

3.2.1 Critère de *von Mises*

Le critère de plasticité utilisé par défaut lors d'une première identification est le critère de *von Mises*. Ce critère de plasticité est généralement utilisé pour décrire le comportement des matériaux isotropes [Lemaitre+2009].

Il énonce que le comportement du matériau passe dans le domaine plastique lorsque l'énergie élastique atteint un seuil critique. En introduisant la contrainte équivalente de von Mises définie par $\|\sigma\| = \sigma_{eq} = \sqrt{3J_2}$, la fonction seuil associée au critère dépend donc du second invariant J_2 et du tenseur déviatorique des contraintes $\bar{S}$. Elle s'écrit sous la forme suivante :

$$f(\bar{\sigma}) = f(J_2, \sigma_y) = \sigma_{eq} - \sigma_y = \sqrt{3J_2} - \sigma_y = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{S} : \bar{S}} - \sigma_y = J(\bar{\sigma}) - \sigma_y \quad (3.2.1)$$

L'expression développée de la contrainte équivalente σ_{eq} dans l'espace des contraintes $(\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}, \sigma_{12}, \sigma_{23}, \sigma_{13})$ au sens de von Mises s'écrit :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 \right] + 3(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)} \quad (3.2.2)$$

Ce critère nécessite donc l'identification d'un seul paramètre, à savoir la limite d'élasticité σ_y obtenue à partir d'un essai de traction.

Dans une première approche, ce critère peut être utilisé. Cependant comme le matériau présente une anisotropie plastique non négligeable (cf. tableaux 2.3 et 2.4), d'autres critères de plasticité sont proposés afin de décrire plus fidèlement le comportement du matériau.

3.2.2 Critère de *Hill48*

Le premier critère de plasticité anisotrope a été proposé par Hill [Hill1948]. Ce critère propose une extension du critère de *von Mises*. Il intègre une série de paramètres d'anisotropie associés à chacun des termes du critère isotrope. La formulation de ce critère est décrite par les équations suivantes.

$$\begin{aligned} f(\bar{\sigma}) &= \sqrt{\bar{\sigma} : \bar{M}_{Hill} : \bar{\sigma}} - \sigma_y \\ &= \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{13}^2} \\ &\quad - \sigma_y \end{aligned} \quad (3.2.3)$$

Le tenseur d'ordre quatre $\overline{\overline{M_{Hill}}}$ s'écrit comme une matrice 6×6 en utilisant les notations de Voigt. Les termes de $\overline{\overline{M_{Hill}}}$ s'écrivent alors de la manière suivante :

$$\begin{pmatrix} F+H & -F & -H & 0 & 0 & 0 \\ -F & G+F & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & -G & H+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2N \end{pmatrix} \quad (3.2.4)$$

Puisque les travaux effectués ici considèrent une tôle et que la dimension dans l'épaisseur est largement inférieure aux dimensions dans le plan, l'hypothèse des contraintes planes ($\sigma_{i3} = 0$) peut être appliquée. Dans ce cas, $L = M = N$ et le critère peut se simplifier sous la forme suivante :

$$f(\bar{\sigma}) = \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G\sigma_{22}^2 + H\sigma_{11}^2 + 2L\sigma_{12}^2} - \sigma_y \quad (3.2.5)$$

En supposant le cas d'un essai de traction uniaxiale, le critère peut être formulé en fonction de la contrainte appliquée σ_α dépendant de la direction de sollicitation et de l'angle α formé entre le repère d'essai et le repère d'orthotropie :

$$f(\sigma_\alpha) = \sigma_\alpha \sqrt{(F+H)\cos^4(\alpha) + (G+F)\sin^4(\alpha) + 2(L-F)\cos^2(\alpha)\sin^2(\alpha)} - \sigma_y \quad (3.2.6)$$

Les quatre coefficients à identifier (F, G, H, L) dépendent des coefficients d'anisotropie et des limites d'élasticité identifiés dans les tableaux 2.3 et 2.4 du chapitre 2.

La contrainte d'écoulement se définit pour $f = 0$:

$$\sigma_\alpha = \frac{\sigma_y}{\sqrt{(F+H)\cos^4(\alpha) + (G+F)\sin^4(\alpha) + 2(L-F)\cos^2(\alpha)\sin^2(\alpha)}} \quad (3.2.7)$$

Comme indiqué au chapitre 2, les coefficients d'anisotropie sont définis par le rapport des vitesses de déformation plastique définies par la loi d'écoulement (eq. 2.3.1). L'expression de r_α est donnée par l'équation 3.2.8 [Decultot2009].

$$r_\alpha = \frac{(H + 4F + G - 2L)\sin(\alpha)^2\cos(\alpha)^2 - F}{-(H\cos^2(\alpha) + G\sin^2(\alpha))} \quad (3.2.8)$$

L'identification de ces coefficients peut être effectuée suivant au moins deux méthodes. La première utilise les trois coefficients d'anisotropie (r_0, r_{45}, r_{90}) et la condition $F + H = 1$ permettant d'identifier σ_y comme la limite d'élasticité selon $\alpha = 0^\circ$. La seconde utilise

les trois limites d'élasticité $(\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90})$ et un coefficient d'anisotropie [Hill1948]. Il n'existe donc pas une solution unique.

- **Méthode r_α** : utilisation des coefficients d'anisotropie r_0, r_{45}, r_{90} . Les paramètres du critère sont identifiés à l'aide des quatre équations suivantes :

$$F + H = 1 \quad H = \frac{1}{r_0 + 1} \quad G = \frac{F}{r_{90}} \quad L = \frac{(H + G)(2r_{45} + 1)}{2} \quad (3.2.9)$$

- **Méthode σ_α** : utilisation des limites d'élasticité $\sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}$ et d'un coefficient d'anisotropie r_α . Dans le cas présent, le coefficient d'anisotropie utilisé est celui à 45° : r_{45} . Les paramètres du critère sont déterminés à l'aide des équations suivantes :

$$\begin{aligned} F &= -\frac{1}{2} \left[\left(\left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{45}} \right)^2 \frac{2}{r_{45} + 1} \right) - \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{90}} \right)^2 - 1 \right] & L &= \frac{(G + H)(2r_{45} + 1)}{2} \\ H + F &= \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_0} \right)^2 = 1 & G + F &= \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_{90}} \right)^2 \end{aligned} \quad (3.2.10)$$

Les deux tableaux 3.1 et 3.2 présentent les valeurs identifiées via les équations précédentes pour les deux méthodes et aux deux températures de l'étude. Les valeurs des coefficients sont largement influencées par la méthode d'identification.

Tableau 3.1 – Valeurs de l'identification des coefficients du critère de Hill48 à 400°C

	F	G	H	L
méthode r_α	0.339	0.550	0.660	1.937
méthode σ_α	0.223	0.852	0.777	2.606

Tableau 3.2 – Valeurs de l'identification des coefficients du critère de Hill48 à 500°C

	F	G	H	L
méthode r_α	0.316	0.618	0.684	2.148
méthode σ_α	0.315	0.769	0.685	2.398

La figure 3.1 présente les surfaces de charge (3.1a et 3.1b) et l'évolution des coefficients d'anisotropie (3.1c et 3.1d) générées par les deux méthodes d'identification (r_α et σ_α) aux deux températures 400 et 500°C .

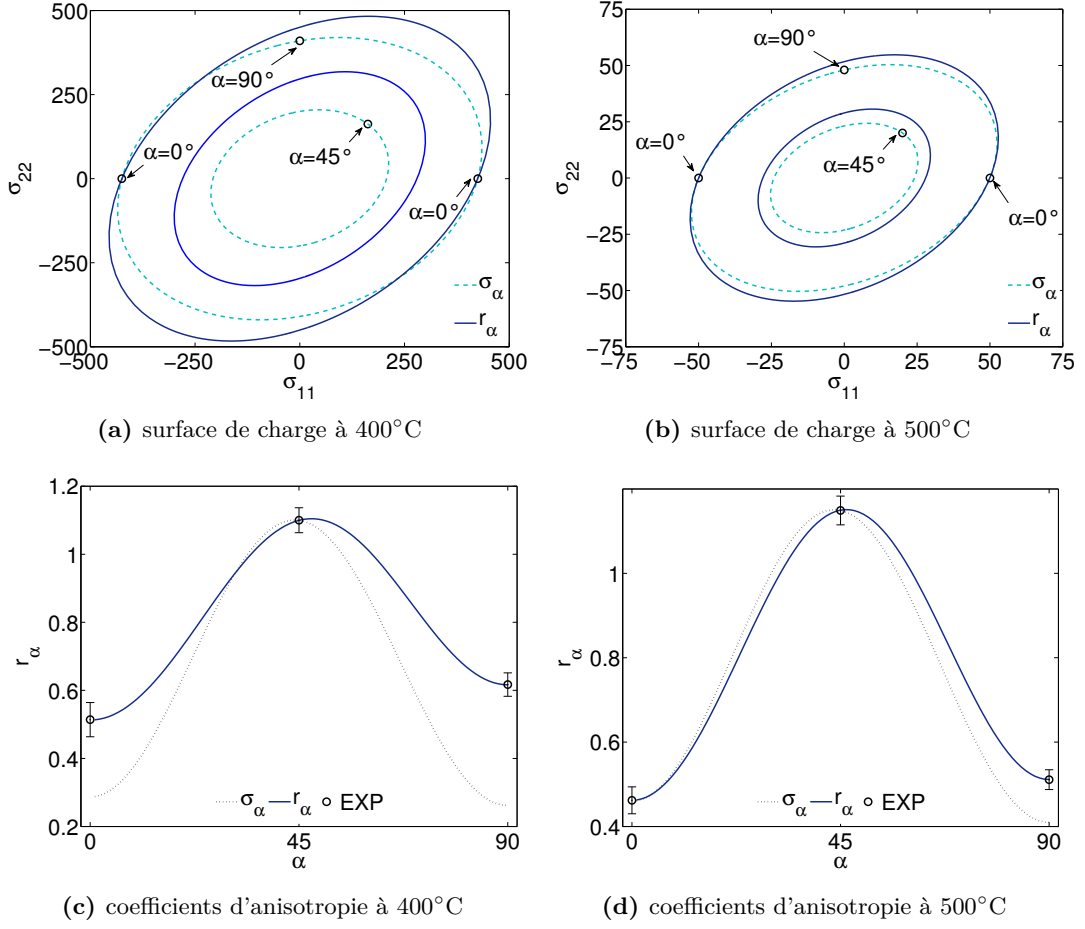


Figure 3.1 – Représentation des surfaces de charge (a, b) et de l'évolution des coefficients d'anisotropie (c, d) du critère de *Hill48* tracées à partir des deux méthodes d'identification σ_α et r_α à 400°C et 500°C.

Les surfaces de charge sont tracées dans un plan $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$, à partir des limites d'élasticité identifiées à 0° , 45° et 90° il est possible d'obtenir les points dans ce plan. Dans le cas des contraintes planes, le tenseur des contraintes se réduit à :

$$\bar{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} \\ \sigma_{12} & \sigma_{22} \end{pmatrix} = \sigma_\alpha \begin{pmatrix} \cos^2(\alpha) & -\cos(\alpha)\sin(\alpha) \\ -\cos(\alpha)\sin(\alpha) & \sin^2(\alpha) \end{pmatrix} \quad (3.2.11)$$

avec σ_α la contrainte dans le repère d'essai (x, y) et σ_{ij} les contraintes dans le repère d'orthotropie. $\sigma_{12} = \tau$ représente la contrainte de cisaillement.

Pour chaque valeur de α , excepté pour $\alpha = 0^\circ = 90^\circ$, une contrainte de cisaillement est générée, ainsi la représentation de la surface de charge est décalée suivant ce plan σ_{12} . Les limites d'élasticité identifiées dans les tableaux 2.3 et 2.4 du chapitre 2 peuvent être

intégrées dans ce repère dont les coordonnées sont définies par $(\sigma_{11}, \sigma_{22})$ ou $(\sigma_\alpha \cos^2(\alpha), \sigma_\alpha \sin^2(\alpha))$. Le tableau 3.3 présente les valeurs de cisaillement et les coordonnées des points associées à l'angle α .

Tableau 3.3 – Valeurs des contraintes de cisaillement et coordonnées des contraintes d'écoulement suivant l'angle α à 400°C et 500°C.

	α	τ	σ_{11}	σ_{22}
400°C	0°	0	425	0
	45°	162.5	162.5	162.5
	90°	0	0	410
500°C	0°	0	50	0
	45°	20	20	20
	90°	0	0	48

A 400°C, la méthode σ_α permet une estimation précise des limites d'élasticité mais induit une erreur maximale relative supérieure à 50% sur les coefficients d'anisotropie et inversement pour la méthode r_α . A 500°C, ces erreurs sont largement réduites. Ainsi la méthode σ_α permet une estimation des coefficients d'anisotropie plastique moyennant une erreur maximale inférieure à 20% et inversement pour la méthode r_α .

Le point critique de ce type de critère de plasticité est qu'il ne permet pas l'identification d'un jeu de paramètres permettant une bonne prédiction à la fois des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie. Afin de pallier à ce problème, l'identification d'un second critère anisotrope est présentée : le critère de plasticité de *Barlat91* [Barlat+1991].

3.2.3 Critère de *Barlat91*

Barlat et al. [Barlat+1991] ont développé un critère de plasticité anisotrope et l'appliquent à des alliages d'aluminium dans leur étude. Dans sa première version, ce critère utilise une surface de charge phénoménologique proposée par *Hershey et Hosford* [Banabic2010] décrite par l'équation suivante :

$$f(\sigma) = \left[\frac{1}{2} (|S_1 - S_2|^\kappa + |S_2 - S_3|^\kappa + |S_3 - S_1|^\kappa) \right]^{\frac{1}{\kappa}} - \sigma_y \quad (3.2.12)$$

avec κ le paramètre lié à l'état microstructural du matériau [Barlat+1991]. S_1 , S_2 et S_3 représentent les valeurs propres du tenseur déviateur des contraintes modifié $\bar{S}$ défini pour un milieu orthotrope par la relation tensorielle $\bar{S} = \bar{\bar{L}} : \bar{\sigma}$.

$\bar{\bar{L}}$ est le tenseur d'ordre quatre que l'on peut écrire sous forme matricielle en utilisant les notations de Voigt :

$$\begin{pmatrix} S_{11} \\ S_{22} \\ S_{33} \\ S_{23} \\ S_{13} \\ S_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{c_2+c_3}{3} & -\frac{c_3}{3} & -\frac{c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3}{3} & \frac{c_1+c_3}{3} & -\frac{c_1}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2}{3} & -\frac{c_1}{3} & \frac{c_1+c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_5 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_6 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_4 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (3.2.13)$$

L'identification des coefficients de ce critère est plus complexe que celle réalisée précédemment pour le critère de *Hill48*. La méthodologie d'identification est présentée dans le paragraphe suivant.

Dans le cas des contraintes planes, seuls quatre paramètres sont à identifier : c_1 , c_2 , c_3 et c_4 puisque $\bar{S}$ se réduit à 5 composantes. Ils peuvent être déterminés à partir des équations suivantes exprimées dans le repère d'essai :

$$\begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{21} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{33} \end{pmatrix} \Rightarrow \begin{cases} S_{11} = \frac{c_2 + c_3}{3} \sigma_{11} - \frac{c_3}{3} \sigma_{22} \\ S_{22} = \frac{c_1 + c_3}{3} \sigma_{22} - \frac{c_3}{3} \sigma_{11} \\ S_{33} = -\frac{c_2}{3} \sigma_{11} - \frac{c_1}{3} \sigma_{22} \\ S_{12} = S_{21} = c_4 \sigma_{12} \end{cases} \quad (3.2.14)$$

Le critère est énoncé en fonction des valeurs propres du tenseur déviatorique des contraintes. Les valeurs propres sont la solution de l'équation $\det(\bar{S} - \lambda \bar{I}) = 0$ et peuvent être identifiées par l'équation suivante :

$$[S_{11} - \lambda] [\lambda^2 - (S_{11} + S_{22})\lambda + S_{11}S_{22} - S_{12}^2] = 0 \quad (3.2.15)$$

Ainsi les valeurs principales du déviateur des contraintes sont obtenues :

$$\begin{cases} S_1 = \frac{S_{11} + S_{22}}{2} + \sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}} \\ S_2 = \frac{S_{11} + S_{22}}{2} - \sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}} \\ S_3 = S_{33} = -(S_{11} + S_{22}) \end{cases} \quad (3.2.16)$$

Contrairement au critère de *Hill48*, le lien entre les paramètres du critère, les limites d'élasticité σ_α et les coefficients d'anisotropie r_α , n'est pas explicite pour obtenir un jeu de paramètres. Dans un premier temps, de manière analogue au critère de *Hill48*, le calcul des coefficients d'anisotropie r_α nécessite la détermination du tenseur des vitesses de déformation plastique :

$$\overline{d^{pl}} = \lambda_P \frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} \quad (3.2.17)$$

Par conséquent il faut exprimer la loi d'écoulement en fonction des paramètres du critère :

$$\overline{d^{pl}} = \lambda_P \frac{\partial f}{\partial \bar{S}} : \frac{\partial \bar{S}}{\partial \bar{\sigma}} \quad (3.2.18)$$

Afin de pouvoir identifier l'ensemble des paramètres, les différentes composantes du tenseur des vitesses de déformation sont présentées ci-dessous :

Calcul de d_{11}^{pl}

$$d_{11}^{pl} = \lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial f}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial f}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{11}} \right) \quad (3.2.19)$$

A l'aide de l'énoncé du critère 3.2.12 et des équations 3.2.19, les expressions suivantes sont obtenues :

$$\begin{cases} \frac{\partial f}{\partial S_1} = \kappa [(S_1 - S_2)|S_1 - S_2|^{\kappa-2} - (S_3 - S_1)|S_3 - S_1|^{\kappa-2}] \\ \frac{\partial f}{\partial S_2} = \kappa [(S_2 - S_3)|S_2 - S_3|^{\kappa-2} - (S_1 - S_2)|S_1 - S_2|^{\kappa-2}] \\ \frac{\partial f}{\partial S_3} = \kappa [(S_3 - S_1)|S_3 - S_1|^{\kappa-2} - (S_2 - S_3)|S_2 - S_3|^{\kappa-2}] \end{cases} \quad (3.2.20)$$

A présent il faut déterminer $\frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{11}}$, $\frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{11}}$ et $\frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{11}}$

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{11}} = \frac{\partial S_1}{\partial S_{11}} \frac{\partial S_{11}}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial S_1}{\partial S_{22}} \frac{\partial S_{22}}{\partial \sigma_{11}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{11}} = \frac{\partial S_2}{\partial S_{11}} \frac{\partial S_{11}}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial S_2}{\partial S_{22}} \frac{\partial S_{22}}{\partial \sigma_{11}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{11}} = -\frac{\partial S_{11}}{\partial \sigma_{11}} - \frac{\partial S_{22}}{\partial \sigma_{11}} \end{cases} \quad (3.2.21)$$

En considérant les équations 3.2.14 et 3.2.16 les résultats sont les suivants :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{11}} = \frac{c_2}{6} + \frac{2c_3 + c_2}{12} \frac{S_{11} - S_{22}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{11}} = \frac{c_2}{6} - \frac{2c_3 + c_2}{12} \frac{S_{11} - S_{22}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{11}} = -\frac{c_2}{3} \end{array} \right. \quad (3.2.22)$$

La vitesse de déformation plastique longitudinale d_{11}^{pl} est déterminée par les équations 3.2.19, 3.2.20 et 3.2.22.

Calcul de d_{22}^{pl}

La détermination de d_{22}^{pl} est réalisée par un calcul analogue à celui proposé pour d_{11}^{pl}

$$d_{22}^{pl} = \lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{22}} + \frac{\partial f}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{22}} + \frac{\partial f}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{22}} \right) \quad (3.2.23)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{22}} = \frac{c_1}{6} + \frac{2c_3 + c_1}{12} \frac{S_{22} - S_{11}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{22}} = \frac{c_1}{6} - \frac{2c_3 + c_1}{12} \frac{S_{22} - S_{11}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11}S_{22}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{22}} = -\frac{c_1}{3} \end{array} \right. \quad (3.2.24)$$

La vitesse de déformation plastique transverse d_{22}^{pl} est déterminée par les équations 3.2.23, 3.2.20 et 3.2.24.

Calcul de d_{12}^{pl}

La détermination de d_{12}^{pl} est réalisée par un calcul similaire aux cas précédents.

$$d_{12}^{pl} = \lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial S_1} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{12}} + \frac{\partial f}{\partial S_2} \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{12}} + \frac{\partial f}{\partial S_3} \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{12}} \right) \quad (3.2.25)$$

$$\begin{cases} \frac{\partial S_1}{\partial \sigma_{12}} = \frac{1}{2} \frac{c_4 S_{12}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11} S_{22}}} \\ \frac{\partial S_2}{\partial \sigma_{12}} = -\frac{1}{2} \frac{c_4 S_{12}}{\sqrt{\frac{(S_{11} + S_{22})^2}{4} + S_{12}^2 - S_{11} S_{22}}} \\ \frac{\partial S_3}{\partial \sigma_{12}} = 0 \end{cases} \quad (3.2.26)$$

La vitesse de déformation plastique transverse d_{12}^{pl} est déterminée par les équations 3.2.25, 3.2.20 et 3.2.26.

L'ensemble des équations précédentes permet de construire le tenseur des vitesses de déformation plastique $\overline{d^{pl}}$ et par conséquent de déterminer l'expression du coefficient d'anisotropie plastique r_α présenté dans le paragraphe 2.3 et rappelé ici en fonction des déformations principales :

$$r_\alpha = \frac{d_{22}^{pl}}{d_{33}^{pl}} \quad (3.2.27)$$

Par conséquent, en diagonalisant $\overline{d^{pl}}$ et en écrivant les expressions de S_{11} , S_{22} , S_{33} et S_{12} en fonction de l'angle α et de la limite d'élasticité, l'expression de r_α peut s'écrire uniquement en fonction de c_i et α .

$$\begin{cases} S_{11} = \left(\frac{c_2 + c_3}{3} \cos^2(\alpha) - \frac{c_3}{3} \sin^2(\alpha) \right) \sigma_\alpha \\ S_{22} = \left(\frac{c_1 + c_3}{3} \sin^2(\alpha) - \frac{c_3}{3} \cos^2(\alpha) \right) \sigma_\alpha \\ S_{33} = - \left(\frac{c_2}{3} \cos^2(\alpha) + \frac{c_1}{3} \sin^2(\alpha) \right) \sigma_\alpha \\ S_{12} = S_{yx} = c_4 \sigma_\alpha \cos(\alpha) \sin(\alpha) \end{cases} \quad (3.2.28)$$

Un résultat analogue peut être formulé pour l'expression de la limite d'élasticité σ_α en posant $f = 0$ et en exprimant les composantes S_i du critère en fonction de σ_α (3.2.16 et 3.2.14). Ce critère est donc constitué, dans le cas des contraintes planes, de cinq paramètres c_1 , c_2 , c_3 , c_4 et κ .

L'identification des paramètres du critère *Barlat91* est réalisée à l'aide des mêmes essais de traction que pour le critère de *Hill48*. L'identification utilise simultanément les trois limites d'élasticité (σ_0 , σ_{45} et σ_{90}) et les trois coefficients d'anisotropie (r_0 , r_{45} et r_{90}) soit six données expérimentales.

Contrairement au critère de *Hill48* dont les paramètres ont été déterminés par la résolution d'un système d'équations linéaires, le système d'équations obtenu est non-

linéaire. Une méthode d’optimisation numérique est mise en œuvre à l’aide du logiciel Matlab[®] afin d’identifier les paramètres du critère de *Barlat91*. Elle considère une fonction coût minimisant les écarts des valeurs des limites d’élasticité et des coefficients d’anisotropie obtenues expérimentalement et numériquement (voir annexe B.2 pour le détail).

Les paramètres du critère de *Barlat91* obtenus après optimisation sont présentés dans le tableau 3.4 pour différentes valeurs de température et de κ . Comme l’énonce Barlat et al. [Barlat+1991] ce paramètre dépend directement de la structure cristalline du matériau. Cependant dans le cas présent, le matériau est biphasé avec une majorité de phase α de structure cristalline hexagonale compacte. Dans leurs travaux, Barlat et al. [Barlat+1991] identifient ce paramètre pour des alliages d’aluminium et évoque que ce paramètre peut évoluer de façon à améliorer la prédiction. Odenberger et al. [Odenberger+2013b] et Kotkunde et al. [Kotkunde+2014a] montrent que pour une valeur de $\kappa = 8$ une prédiction optimale de la mise en forme d’éprouvettes en alliage de titane Ti-6Al-4V est obtenue. De plus, la valeur de ce paramètre impacte grandement la forme de la surface de charge [Barlat+1991]. En effet, une valeur de $\kappa = 2$ ou 4 fournit une surface seuil dont la forme est semblable à celle obtenue avec un critère de *von Mises* et pour une valeur de $\kappa = \infty$ la surface est identique à celle du critère de *Tresca*. Pour notre étude, les paramètres du critère de *Barlat91* sont identifiés pour des valeurs de κ égales à 4, 8 et 12.

Tableau 3.4 – Valeurs des coefficients du critère de *Barlat91* à 400°C et 500°C

Température [°C]	κ	c_1	c_2	c_3	c_4	erreur max (%)
400	4	1,219	1,163	0,866	1,269	6,0
	8	1,178	1,138	0,936	1,207	6,4
	12	1,189	1,121	0,939	1,202	9,8
500	4	1,228	1,153	0,843	1,264	6,4
	8	1,158	1,140	0,928	1,189	6,8
	12	1,115	1,142	0,974	1,150	9,2

L’erreur maximale relative, présentée dans le tableau 3.4, est calculée en cherchant l’écart maximal que propose le modèle en fonction des valeurs expérimentales σ_α et r_α . On remarque ici que plus la valeur de κ augmente plus l’erreur maximale augmente, avec un écart inférieur à 0,5% pour des valeurs de $\kappa = 4$ ou 8. Un écart minimum entre les valeurs expérimentales et numériques, inférieur à 7%, est donc obtenu pour une valeur de $\kappa = 4$ ou 8 (cf. tableau 3.4).

La figure 3.2 présente les surfaces de charge calculées pour le critère de *Barlat91* aux deux températures de l’étude et pour les trois valeurs de κ . On remarque que, comme indiqué précédemment, la valeur du paramètre κ a une grande influence sur la forme de la surface de charge. Puisque l’erreur maximale (cf. tableau 3.4) reste

sensiblement identique suivant la valeur de κ et d'après les études de Odenberger et al. [Odenberger+2013b] et Kotkunde et al. [Kotkunde+2014a] sur la mise en forme d'alliage de titane à haute température une valeur de $\kappa = 8$ est retenue.

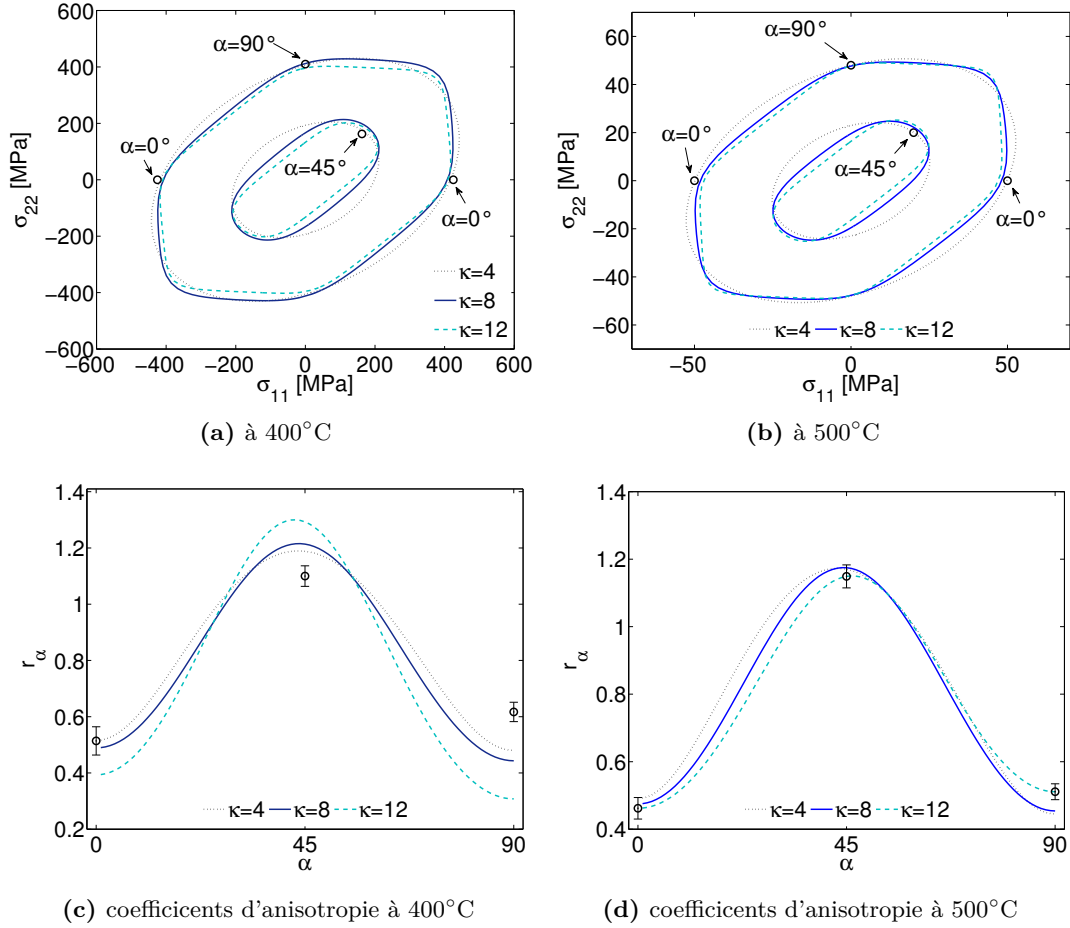


Figure 3.2 – Représentation des surfaces de charge (a, b) et de l'évolution des coefficients d'anisotropie (c, d) du critère de *Barlat91* pour différentes valeurs de κ à 400°C et 500°C.

3.2.4 Comparaison des résultats obtenus à partir des différents critères

Le choix des données expérimentales (σ_α ou r_α) utilisées pour déterminer les paramètres du critère de *Hill48* influence énormément la prédiction. En effet, la méthode r_α base l'identification des paramètres sur la prédiction des coefficients d'anisotropie en fonction de la direction de laminage ce qui entraîne une mauvaise estimation des limites d'élasticité avec une erreur maximale relative d'environ 18%. Inversement, la méthode σ_α offre une bonne description des limites d'élasticité mais fournit une mauvaise description des coefficients d'anisotropie avec une erreur maximale relative d'environ 50%.

Le critère de *Barlat91* offre un meilleur compromis en considérant simultanément l'ensemble des valeurs des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie. Ainsi il permet une prédiction de l'ensemble des données avec une erreur maximale relative inférieure à 7%.

La figure 3.3 compare les évolutions des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie identifiés avec les deux critères de plasticité anisotrope. Au travers de ces différentes évolutions, on peut remarquer que suivant la méthode utilisée pour l'identification du critère de *Hill48*, la prédiction des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie est fortement influencée. Le critère de *Barlat91* permet d'obtenir un compromis sur la prédiction des six données expérimentales utilisées pour identifier les paramètres du critère ($r_0, r_{45}, r_{90}, \sigma_0, \sigma_{45}, \sigma_{90}$).

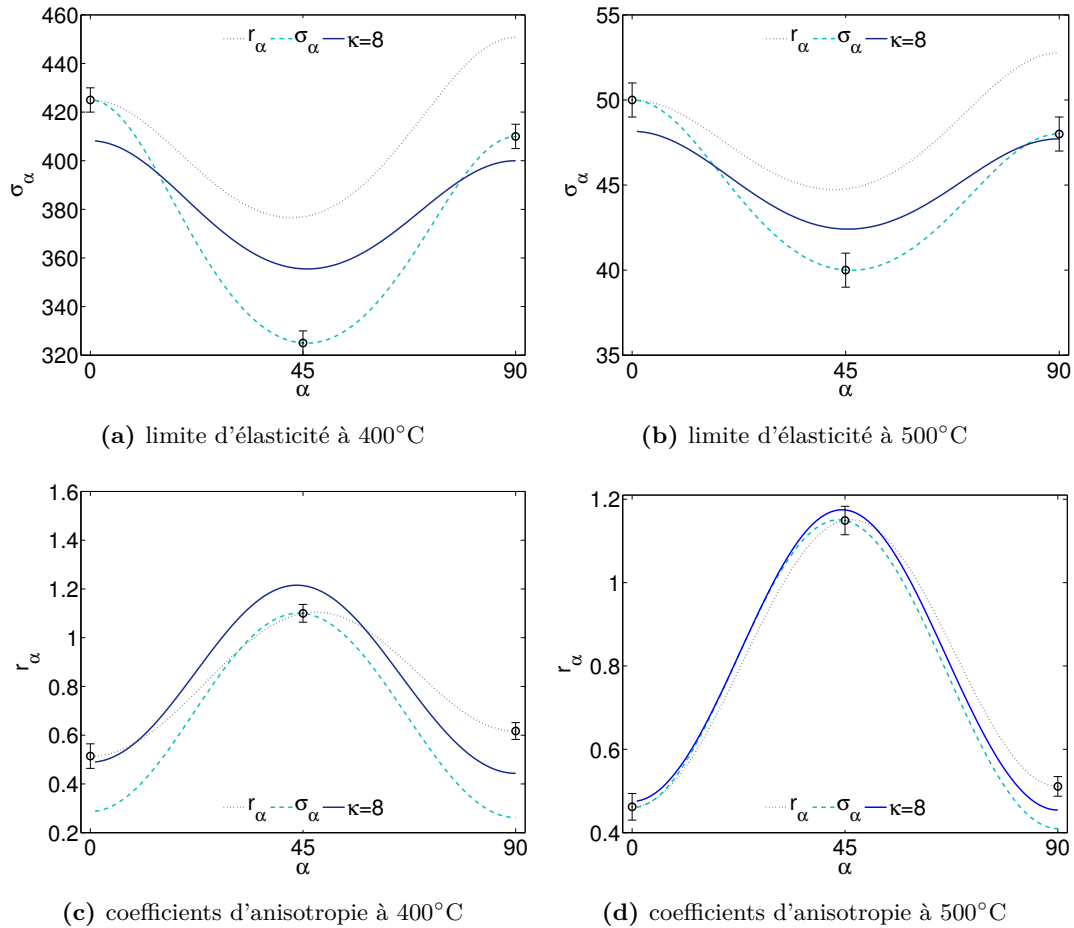


Figure 3.3 – Comparaison des évolutions des limites d'élasticité (a, b) et des coefficients d'anisotropie (c, d) identifiées avec les critères de plasticité anisotrope de *Hill48* et de *Barlat91* à 400°C et 500°C.

Enfin, la figure 3.4 compare les surfaces de charge obtenues par les deux critères pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V de l'étude à 400°C et 500°C. Pour le critère de *Hill48*, deux

jeux de paramètres sont utilisés en fonction de la méthode d'identification utilisée (σ_α ou r_α). Les prédictions obtenues sont comparées aux valeurs expérimentales fournies par les essais de traction dans les 3 directions de sollicitation (RD , DD et TD).

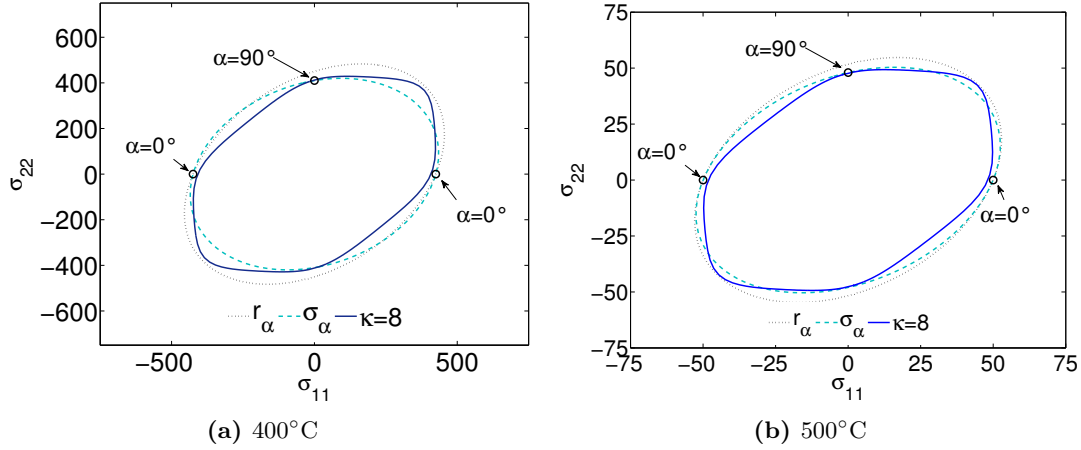


Figure 3.4 – Comparaison des surfaces de charges des critères de *Hill48* et *Barlat91* pour $\sigma_{12} = 0$ à 400°C et 500°C.

La partie suivante s'intéresse à l'identification des variables d'écroutissage régissant l'évolution des surfaces de charges données par les différents critères présentés.

3.3 Procédure d'identification des paramètres du modèle de comportement

La procédure d'identification des paramètres de la loi de comportement présentée au paragraphe 3.1 est complexe. Elle suggère de réaliser plusieurs types d'essais. La méthodologie est résumée sur la figure 3.5 par le biais de quatre étapes principales qui sont présentées en détail dans la suite.

1. Examen des essais dans la direction de laminage (RD)

- **Identification des paramètres d'élasticité.** Les essais réalisés en petites déformations permettent de déterminer le module et la limite d'élasticité vraie.
- **Identification de la part visqueuse.** Les essais de traction - relaxation permettent de déterminer la contrainte interne σ_i du matériau. Cette contrainte, induite après un écroutissage, est obtenue à l'issue de l'étape de relaxation des contraintes lors du maintien à déformation imposée. La phase de relaxation ($\dot{\epsilon} = 0$) permet alors d'établir une relation entre la contrainte visqueuse σ_v et la vitesse de déformation plastique $\dot{\epsilon}^{pl}$. Cette relation permet une première évaluation de la loi de Norton donnée par l'équation 3.3.1 (identification

des paramètres K et n). La relation déterminée précédemment $\sigma_v = f(\dot{\varepsilon}^{pl})$ exprimée dans un diagramme bi-logarithmique (équation 3.3.2) permet alors de calibrer les paramètres K et n . A partir de ces valeurs, une procédure d'optimisation numérique est mise en œuvre utilisant le logiciel Zset[®] et les essais menés à différentes vitesses de déformation aussi bien en petites qu'en grandes déformations.

$$\sigma_v = K(\dot{\varepsilon}^{pl})^{\frac{1}{n}} = (\sigma - \sigma_i) \quad (3.3.1)$$

$$\ln(\sigma_v) = \ln(K) + \left(\frac{1}{n}\right) \ln(\dot{\varepsilon}^{pl}) = \ln(\sigma - \sigma_i) \quad (3.3.2)$$

- **Identification de la première variable d'écrouissage X_1 .** La première variable d'écrouissage cinématique X_1 est déterminée en utilisant les essais cycliques (paramètres C_1 et D_1 pour l'évolution cinématique via la relation 3.1.9). En outre, les termes de restauration statique (paramètres M et m) sont étalonnés en utilisant les courbes de relaxation précédentes. Ce terme de restauration permet de décrire avec plus de précision le comportement du matériau lors de l'essai de relaxation notamment pour les très faibles vitesses de déformation. Pour l'instant, seuls les essais menés dans la direction de laminage (RD) sont étudiés et le critère de plasticité de *von Mises* est utilisé. A ce stade, les essais de traction-relaxation et de traction - compression ou compression - traction menés à différentes vitesses de déformation sont bien reproduits.
- **Deuxième et troisième variables d'écrouissage X_2 et X_3 .** Ces deux variables d'écrouissage (paramètres C_i et D_i , où $i = 2, 3$, pour l'évolution cinématique via la relation 3.1.9) sont incorporées dans le modèle et identifiées afin d'étendre la prédiction aux grandes déformations.

2. Première optimisation

- Les valeurs des paramètres sont ajustées par une optimisation numérique, utilisant une méthode des moindres carrés (équation 3.3.3) et un algorithme d'optimisation de Levenberg-Marquardt, à l'aide du logiciel Zset[®] [MinesParisTech+2014]. Le modèle considère une loi d'écoulement viscoplastique, trois variables d'écrouissage cinématique et un critère de plasticité isotrope. Cette combinaison permet de reproduire les essais menés en petites et grandes déformations dans la direction de laminage (RD).

$$F = \frac{1}{2(t_{max} - t_{min})} \int_{t_{min}}^{t_{max}} (\sigma_{num}(t) - \sigma_{exp}(t))^2 dt \quad (3.3.3)$$

avec t_{min} et t_{max} les temps de début et de fin d'essai et σ_{num} et σ_{exp} les contraintes numériques et expérimentales. Une interpolation numérique

permet d'assurer la correspondance des sorties temporelles fournies par la méthode d'intégration numérique avec celles issues des données expérimentales.

3. Examen des essais dans les trois directions (*RD*, *DD* et *TD*)

- **Identification des critères de plasticité anisotrope.** A l'aide de l'ensemble des essais menés en grandes déformations et de la méthodologie décrite au paragraphe 3.2, deux critères de plasticité anisotrope sont identifiés à savoir les critères de *Hill48* et *Barlat91*.
- **Optimisation des paramètres d'écrouissage X_2 et X_3 .** Les valeurs des paramètres des variables d'écrouissage cinématique X_2 et X_3 sont optimisées, suivant la même méthode que la première optimisation, pour décrire au mieux l'ensemble des essais. La première variable d'écrouissage cinématique X_1 n'est pas modifiée.

4. Deuxième optimisation

- Enfin, les valeurs des paramètres du modèle sont optimisées en utilisant toute la base d'essais afin d'obtenir un jeu de valeurs de paramètres unique pour chaque critère de plasticité.

La même procédure est utilisée pour chaque niveau de température considérée dans cette étude ($T = 400^\circ\text{C}$, 500°C).

Durant les étapes d'optimisation, les valeurs des coefficients du modèle de comportement sont bornées afin de considérer des valeurs finales physiquement admissibles. L'introduction des deux critères de plasticité anisotrope dans le logiciel d'optimisation est présentée dans l'annexe B.3.

L'ensemble des valeurs des coefficients est transcrite dans le tableau 3.5. Les valeurs des coefficients de l'écrouissage isotrope sont déduites directement de la relation 3.1.10.

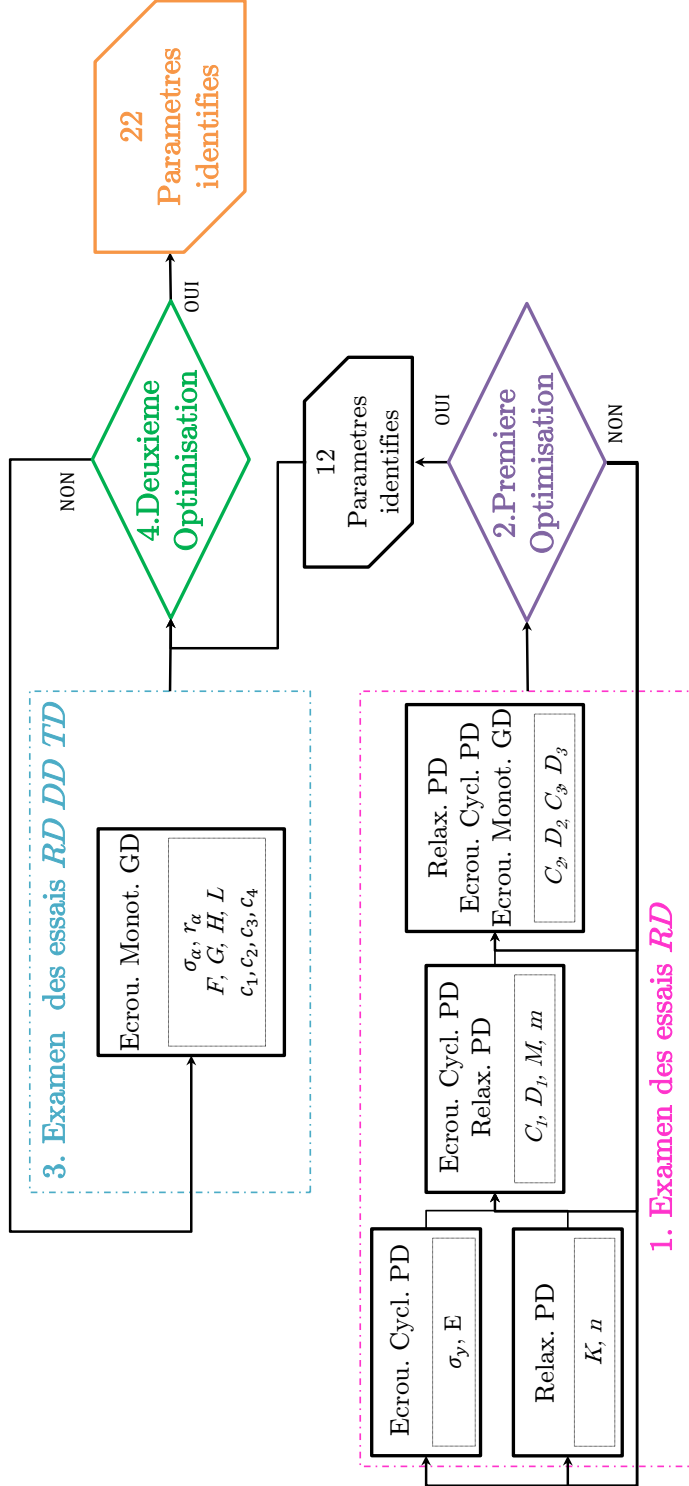


Figure 3.5 – Schématisation des étapes d'identification des paramètres des modèles de comportement.

Tableau 3.5 – Valeurs des paramètres identifiés de la loi de comportement pour les différents critères de plasticité.

	400°C				500°C			
	Mises	r_α	σ_α	$\kappa = 8$	Mises	r_α	σ_α	$\kappa = 8$
K	5,00E+01	8,79E+01	1,03E+02	1,62E+02	4,71E+02	5,00E+02	4,96E+02	5,76E+02
n	1,45E+01	2,30E+01	1,92E+01	2,50E+01	5,00E+00	6,44E+00	8,64E+00	7,21E+00
C_1	2,16E+05	2,50E+05	2,50E+05	2,50E+05	3,00E+05	3,00E+05	3,00E+05	1,65E+05
D_1	1,43E+03	2,50E+03	2,21E+03	2,50E+03	1,31E+03	1,27E+03	1,51E+03	9,00E+02
M	3,34E+05	1,17E+05	1,24E+05	1,00E+05	1,51E+04	1,75E+04	1,75E+04	1,75E+04
m	1,57E+00	1,44E+00	1,52E+00	1,54E+00	2,59E+00	2,71E+00	2,40E+00	2,59E+00
C_2	1,50E+04	8,00E+03	1,03E+04	8,00E+03	9,00E+04	2,86E+04	1,00E+04	3,81E+04
D_2	1,72E+02	1,00E+02	1,26E+02	1,00E+02	6,00E+02	4,46E+02	2,27E+02	5,41E+02
C_3	3,33E+03	2,00E+03	2,00E+03	1,39E+03	4,49E+02	4,43E+02	8,38E+02	4,46E+02
D_3	1,81E+01	1,30E+01	1,49E+01	8,48E+00	9,05E+00	5,61E+00	1,10E+01	5,53E+00
F		0,315	0,194			0,295	0,302	
G		0,625	0,924			0,605	0,658	
H		0,643	0,763			0,700	0,685	
L		2,095	2,745			2,145	2,294	
c_1				1,178				1,158
c_2				1,138				1,140
c_3				0,936				0,928
c_4				1,207				1,189

3.4 Résultats

3.4.1 Essais cycliques

Comme expliqué précédemment, il est important que le modèle de comportement puisse décrire correctement les essais traction - compression ou compression - traction afin de prédire au mieux l'état de contraintes résiduelles dans la pièce après mise en forme et ainsi le retour élastique.

La figure 3.6 compare les résultats fournis par les modèles de comportement à écrouissage cinématique (*MOD-cine*) et isotrope (*MOD-iso*) avec les données expérimentales à 500°C. En observant le premier quart de cycle (en traction ou compression) le type de modèle de comportement utilisé n'a pas d'influence sur la réponse en contrainte - déformation. Par contre en prolongeant cette analyse sur un cycle complet, la réponse du modèle est totalement différente. Le modèle *MOD-cine* décrit avec plus de précision les essais expérimentaux, ce qui vérifie l'hypothèse du chapitre 2 relative aux effets cinématiques pour notre alliage. Ainsi, pour l'essai de traction - compression à une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} (cf. figure 3.6a) lors de la sollicitation en compression le modèle *MOD-cine* donne, pour une déformation de -0.2% une valeur de contrainte de -315 MPa contre -450 MPa pour le modèle *MOD-iso*. Ces remarques sont transposables à l'essai de compression - traction à une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} (cf. figure 3.6b).

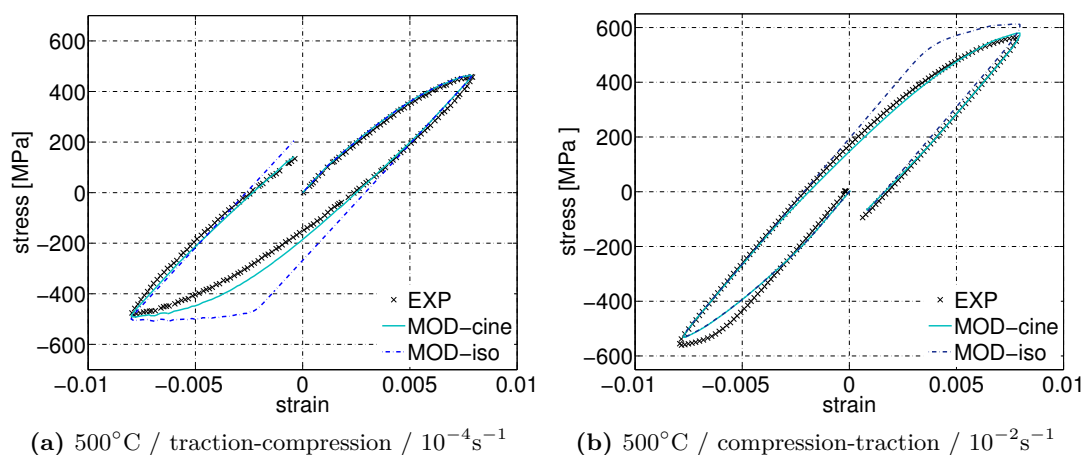


Figure 3.6 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques pour les deux modèles de comportement à écrouissage isotrope (*MOD-iso*) et cinématique (*MOD-cine*) suivant la direction *RD* à 500°C pour deux vitesses de déformation 10^{-4}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1} .

Le modèle à écrouissage cinématique permet donc de décrire le comportement du matériau en petites déformations pour un écart relatif maximal avec les données expéri-

mentales inférieur à 10 %. Cette analyse implique que le niveau de contraintes en fin de mise en forme variera et, par conséquent, modifiera le niveau de retour élastique prédit par les modèles. Le choix de la variable d'écrouissage aura donc un effet significatif sur les niveaux de contraintes prédites en fin de mise en forme (cf. chapitre 4 paragraphe 4.2.3.1 pour l'analyse du retour élastique sur éprouvette technologique).

Comme précédemment à 500°C, la figure 3.7 compare les modèles *MOD-cine* et *MOD-iso* avec les données expérimentales à 400°C. Le modèle *MOD-cine* décrit avec précision le comportement du matériau pour des cycles de compression - traction (cf. figure 3.7a) ou de traction - compression (cf. figure 3.7b) en petites déformations. L'écart relatif maximal entre le modèle et les résultats expérimentaux est inférieur à 8 %.

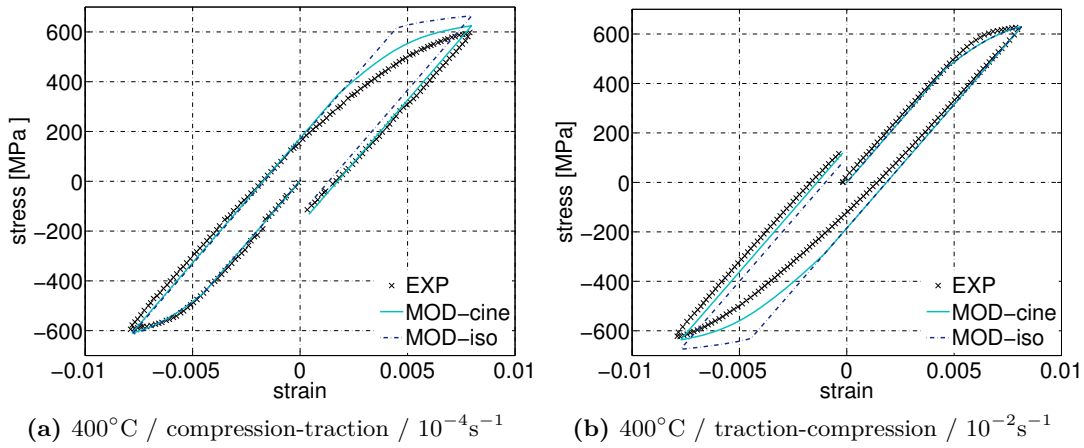


Figure 3.7 – Comparaison des données expérimentales et numériques pour les deux modèles de comportement à écrouissage isotrope (*MOD-iso*) et cinématique (*MOD-cine*) suivant la direction *RD* à 400°C pour deux vitesses de déformation 10^{-4}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1}

Compte tenu des résultats précédents mettant en évidence les effets prépondérants de l'écrouissage cinématique, seul ce type d'écrouissage sera étudié dans la suite.

3.4.2 Essais de relaxation

Le matériau présente une forte sensibilité à la vitesse de déformation à 500°C. A 400°C, même si cet effet est considérablement réduit, il demeure actif au sein du matériau comme en atteste la relaxation des contraintes durant le maintien à déformation constante (cf. figure 2.22). Il est donc important de modéliser cet aspect du comportement pour pouvoir le prendre en considération lors de la mise en forme de pièces industrielles. Les essais de relaxation sont effectués à l'aide d'un maintien en déformation durant 300 s à l'issue d'un chargement en traction à une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} . Ce temps de maintien est supérieur à celui appliqué durant une opération de relaxation des

contraintes lors d'une opération de mise en forme¹. Après avoir optimisé les paramètres du modèle de comportement, ce dernier surestime toujours le niveau de contrainte en fin d'essai. En observant les courbes de la figure 3.8, l'erreur en fin de relaxation est inférieure à 5 % pour les deux températures. Cependant lors de la mise en forme de pièce industrielle, les temps de maintien à déformation constante n'excéderont jamais 180 *secondes* sans quoi le cycle de mise en forme serait trop long. En considérant cette durée, l'erreur fournie par le modèle est inférieure à 2,5 % à 500°C et à 1 % à 400°C.

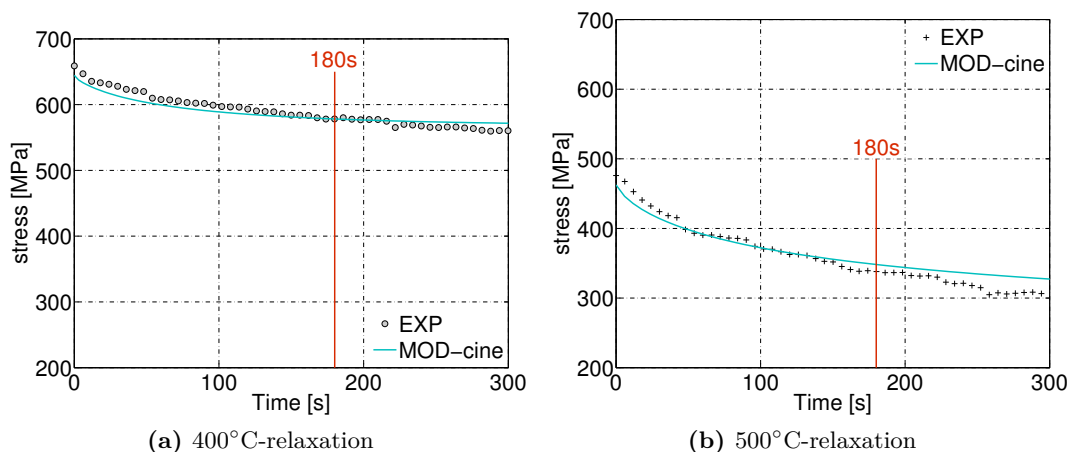


Figure 3.8 – Comparaison de la réponse du modèle et des données expérimentales pour l'essai de relaxation. Graphe contrainte / temps suivant la direction de laminage (*RD*) et une approche à 10^{-4}s^{-1} aux deux températures 400°C et 500°C.

3.4.3 Essais de traction en Grandes Déformations (GD)

Comme indiqué précédemment, la première phase d'identification du modèle de comportement est réalisée sur les essais en petites déformations (cf. figure 3.5) puis la seconde phase étend la prédiction aux essais grandes déformations en incorporant deux variables d'écrouissage supplémentaires. Pour cette analyse en grandes déformations les chargements sont unidirectionnels et monotones, donc le type de modèle de comportement (*MOD-iso* ou *MOD-cine*) n'impacte pas la réponse. Cependant en comparant les différents critères de plasticité anisotrope étudiés la réponse est différente.

Avant la dernière phase d'optimisation, nous avons remarqué que la forme de la courbe d'écrouissage est modifiée par le critère de plasticité puisque ce dernier impacte directement la définition de la fonction de charge f (équation 3.1.6 et 3.1.7). Cette dernière étape d'optimisation du processus d'identification permet d'améliorer les prédictions des modèles.

Les figures 3.9 et 3.10 présentent les résultats numériques obtenus en fonction des différents critères de plasticité étudiés en comparaison aux résultats expérimentaux.

1. information préconisée par les partenaires industriels.

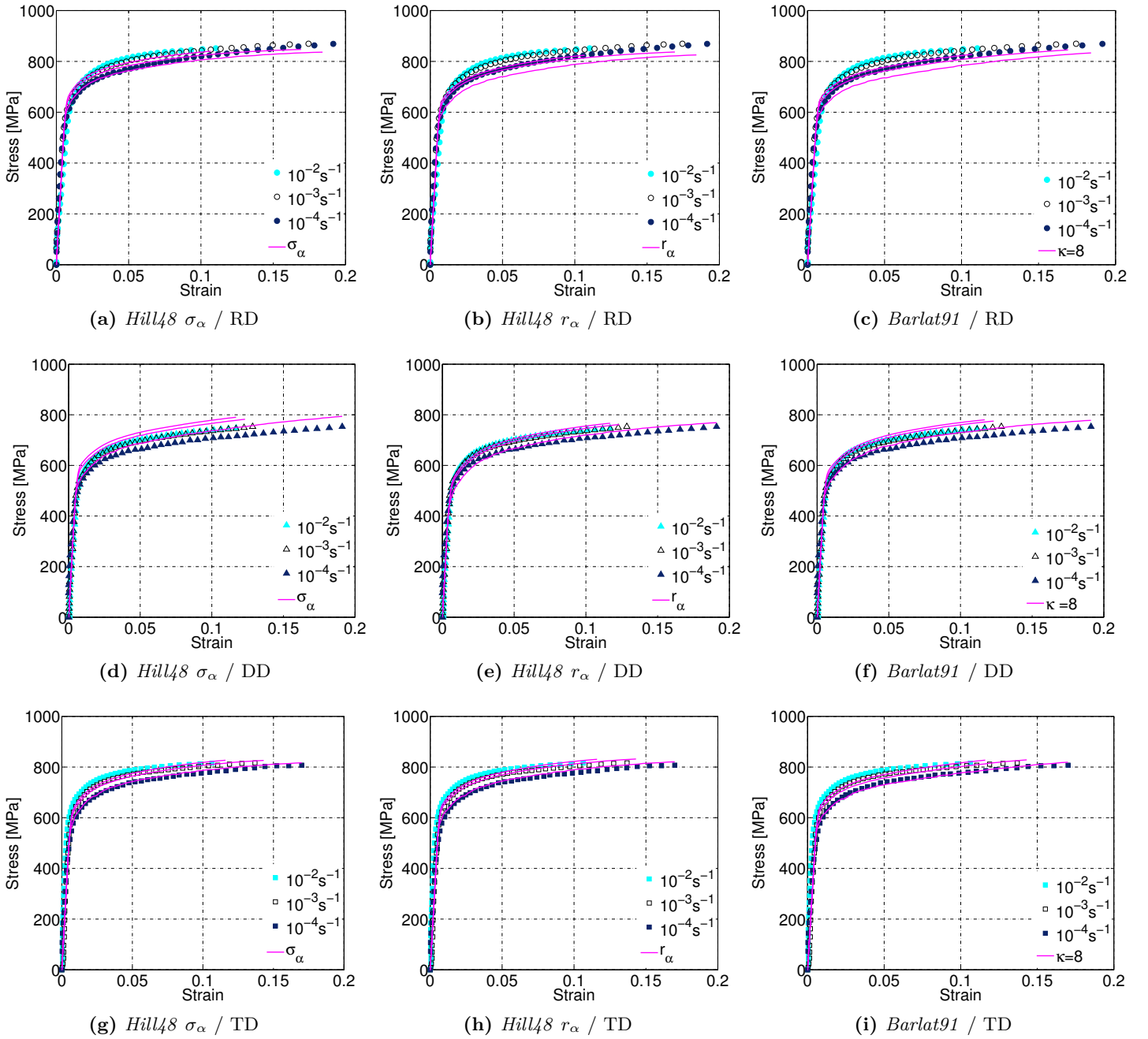


Figure 3.9 – Comparaison de la réponse des critères de plasticité *Hill48* - σ_α , *Hill48* - r_α et *Barlat91* pour trois vitesses de déformation : 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} et suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 400°C .

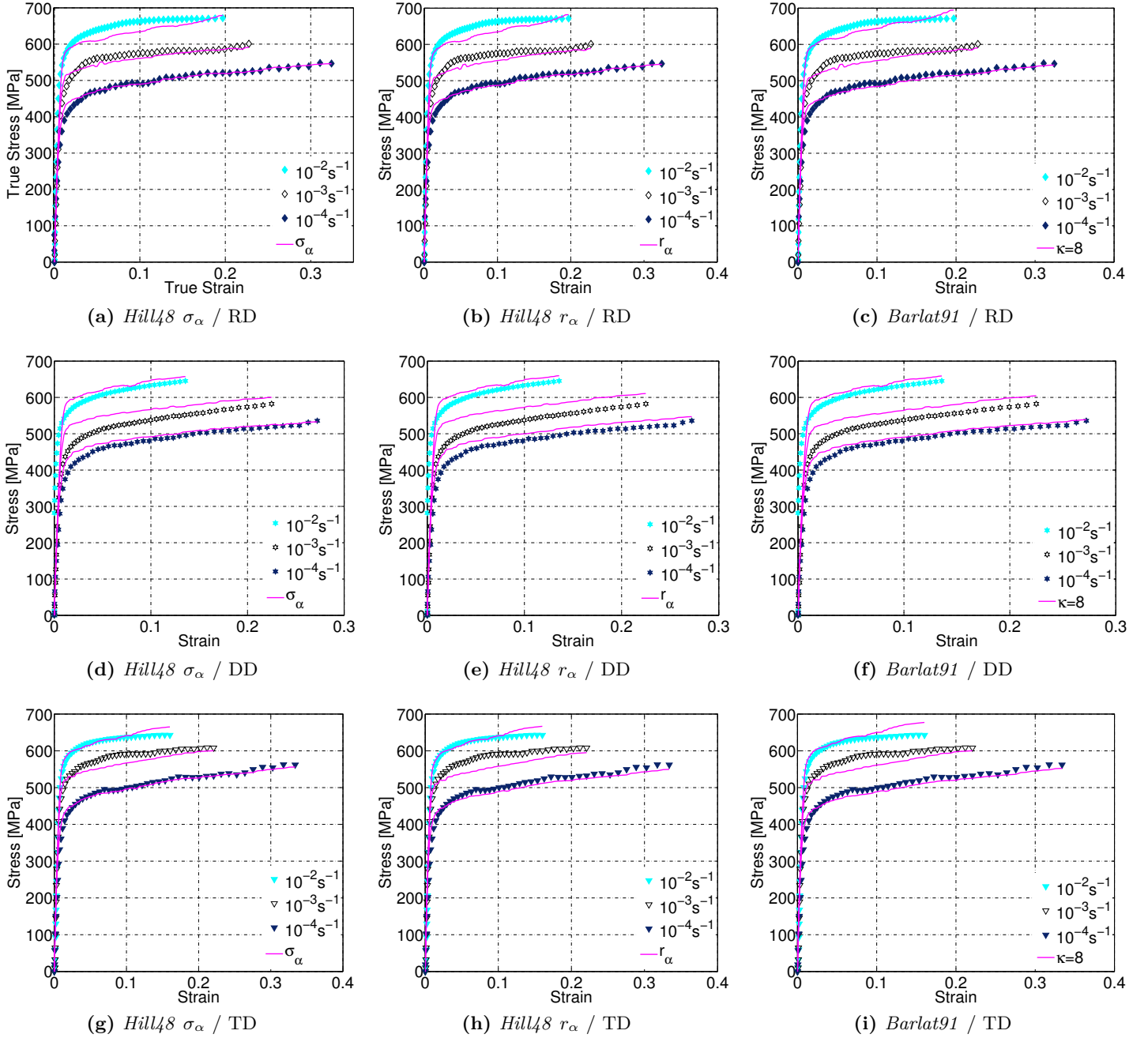


Figure 3.10 – Comparaison de la réponse des critères de plasticité *Hill48* - σ_α , *Hill48* - r_α et *Barlat91* pour trois vitesses de déformation : 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} et suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 500°C .

Indépendamment de la température, on remarque que le critère de plasticité permettant de décrire le plus précisément les courbes d'écrouissage dans la direction de laminage (RD) est le critère de $Hill48-\sigma_\alpha$ (cf. figures 3.9a, 3.9b, 3.9c, 3.10a, 3.10b, 3.10c). Cependant lorsque l'on considère l'ensemble des directions, et plus particulièrement la direction à 45° , on remarque que le critère de $Hill48-\sigma_\alpha$ décrit fidèlement les limites d'élasticité mais ne reproduit pas correctement l'évolution de la contrainte dans la partie plastique. Les critères de $Hill48-r_\alpha$ et de $Barlat91$ sont moins précis sur les limites d'élasticité mais présente une évolution plus proche des courbes expérimentales. Ce dernier phénomène est plus marqué à 400°C et est présenté par les figures 3.9d, 3.9e, 3.9f. Enfin en observant les comparaisons dans la direction transverse (TD), les trois critères présentent sensiblement les mêmes résultats (cf. figures 3.9g, 3.9h, 3.9i, 3.10g, 3.10h, 3.10i).

Au travers de cette étude sur les différents critères de plasticité, on remarque que la prise en considération de l'anisotropie est indispensable afin de pouvoir reproduire fidèlement le comportement de notre matériau. En considérant les coefficients d'anisotropie plastique et les limites d'élasticité suivant trois directions, il apparait complexe de pouvoir identifier un critère de plasticité permettant une description fidèle de l'ensemble des résultats expérimentaux. Dans notre cas, le critère de $Barlat91$ permet d'obtenir un compromis entre description des courbes d'écrouissage et l'évolution des coefficients d'anisotropie

Par la suite, cinq formulations de modèles de comportement vont être analysées, elles sont résumées dans le tableau 3.6.

Tableau 3.6 – Récapitulatif des différents modèles de comportement

Nom	Loi écoulement	Critère de plasticité	Variable d'écrouissage
<i>MOD-iso</i>	$\sigma_v = K d^{pl} ^{\left(\frac{1}{n}\right)}$	<i>von Mises</i>	R
<i>MOD-cine</i>	$\sigma_v = K d^{pl} ^{\left(\frac{1}{n}\right)}$	<i>von Mises</i>	$\bar{X}$
<i>MOD-σ_α</i>	$\sigma_v = K d^{pl} ^{\left(\frac{1}{n}\right)}$	<i>Hill48</i> - méthode σ_α	$\bar{X}$
<i>MOD-r_α</i>	$\sigma_v = K d^{pl} ^{\left(\frac{1}{n}\right)}$	<i>Hill48</i> - méthode r_α	$\bar{X}$
<i>MOD-$\kappa 8$</i>	$\sigma_v = K d^{pl} ^{\left(\frac{1}{n}\right)}$	<i>Barlat91</i>	$\bar{X}$

3.5 Intégration de la loi de comportement dans Abaqus[®]

Le chapitre suivant s'intéresse à la simulation numérique par éléments finis de la mise en forme d'une tôle en alliage de titane Ti-6Al-4V dans des conditions d'emboutissage à chaud ($T = 400^\circ\text{C}$, 500°C). Deux niveaux de complexité seront envisagés, le premier considère la mise en forme d'une éprouvette technologique. Le second s'intéressera à l'opération d'emboutissage d'une pièce industrielle. Ces différents cas de simulation

nécessitent l'introduction du modèle de comportement dans le code E.F. Abaqus®. Dans la présente étude, cette introduction est facilitée par l'utilisation conjointe de la librairie ZMat® et du code Abaqus®.

Dans un premier temps, afin de valider l'implantation du modèle de comportement dans le logiciel éléments finis Abaqus®, des simulations d'essais de traction monotone et cyclique sont réalisées sur un élément de volume. Les résultats sont ensuite comparés aux essais précédemment simulés directement via le simulateur de la suite Zset : Zsim® [Chaboche+1996 ; Foerch+1997].

Dans ce cas, le modèle E.F. prend en considération un élément 2D en contraintes planes possédant deux plans de symétrie orthogonaux. Des chargements pilotés à déplacement imposé permettant d'atteindre des vitesses de déformation constantes de 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} ou 10^{-4}s^{-1} sont appliquées sur l'élément. Cela permet de modéliser une sollicitation de traction, traction - relaxation, traction - compression ou compression - traction. Le modèle de comportement appliqué à cet élément est un modèle élasto-viscoplastique comme décrit dans les paragraphes précédents. Le type d'élément de maillage considéré est CPS4 (élément contrainte plane quadrilatère à 4-nœuds).

La figure 3.11 compare la réponse du matériau en contrainte / déformation pour un essai de traction - compression à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} entre le simulateur (Zsim®) et le modèle E.F. (Abaqus® + Zmat®) pour le modèle de comportement *MOD-cine*. Cette comparaison permet de conclure à la bonne implantation du modèle de comportement puisque les deux courbes sont parfaitement superposées. Ce constat est le même pour toutes les autres vitesses de déformation, les directions d'extraction, les différents cycles applicables et les autres formulations de modèle de comportement.

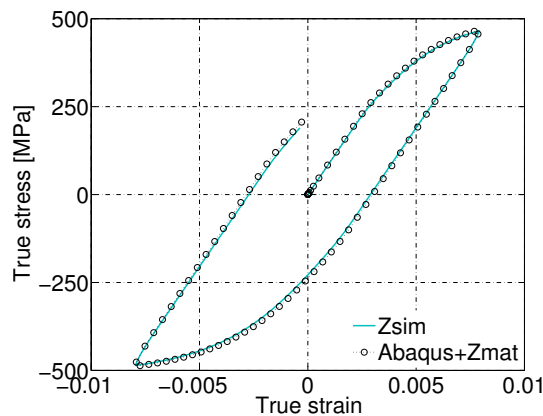


Figure 3.11 – Représentation en contrainte / déformation d'un essai numérique de traction suivant la direction de laminage et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} à 500°C pour les deux simulations : Zsim® et Abaqus® + Zmat®

L'implantation du modèle de comportement étant désormais validée sur un élément 2D, des simulations E.F. de mise en forme d'éprouvette technologique et de pièce complexe vont être réalisées.

Conclusion Chapitre 3

Dans ce chapitre plusieurs modèles de comportement élasto-viscoplastiques ont été présentés. Ils considèrent différentes surfaces de charges traduites au travers du critère de plasticité de *von Mises* (eq. 3.2.1) caractérisant un milieu isotrope ou des critères de *Hill48* (eq. 3.2.3) ou de *Barlat91* (eq. 3.2.12) pour un milieu anisotrope. De plus, deux types d'évolution de surface de charge sont étudiés par l'intermédiaire de variables d'écrouissage cinématique ou isotrope (eq. 3.1.8 et 3.1.9). Les différents essais réalisés au chapitre 2 ont permis l'identification de l'ensemble des paramètres de la loi de comportement. Ainsi les paramètres E et σ_y de la part élastique, K et n de la part viscoplastique, C_i , D_i ($i = 1, 2, 3$), m et M (respectivement Q_i , b_i ($i = 1, 2, 3$), m et M) en lien avec les variables d'écrouissage cinématique (respectivement isotrope) et les différents paramètres des critères de plasticité ont été identifiés.

Le choix du type d'écrouissage (isotrope ou cinématique) va dépendre du trajet de chargement que peut subir la tôle au cours de la mise en forme. Une somme de trois variables d'écrouissage cinématique $\bar{X}$ associée à un terme de restauration statique et un critère de plasticité anisotrope fournit une bonne prédiction du comportement du matériau pour l'ensemble de notre base expérimentale comme le montre les figures 3.6, 3.7, 3.8, 3.9 et 3.10.

Concernant le choix du critère de plasticité, de nombreux auteurs [Gilles+2012; Kotkunde+2014b; Odenberger+2013b; Revil Baudard+2009] ont montré que les critères de plasticité anisotrope permettent de décrire finement le comportement des alliages de titane. Le critère de Cazacu [Cazacu+2006] est celui qui, d'après ces auteurs, décrit le mieux le comportement de ces alliages. Cependant, il est spécialement développé pour les matériaux proposant un comportement dissymétrique en traction et en compression. Or, dans cette étude, nous avons montré que notre matériau ne présente pas cette caractéristique pour nos conditions expérimentales (cf. figure 2.20). C'est pourquoi, notre choix s'est porté finalement sur les critères de *Hill48* et de *Barlat91*.

Le critère de *Hill48* permet, suivant la méthode d'identification choisie, de décrire avec précision les limites d'élasticité ou les coefficients d'anisotropie plastique par la résolution d'un système d'équations linéaires (cf. figure 3.1). Le critère de *Barlat91* propose un système d'équations non-linéaires, et une identification de ses paramètres est réalisée numériquement en utilisant simultanément les limites d'élasticité et les coefficients d'anisotropie plastique. Le critère de *Barlat91* semble plus adapté puisqu'il propose un écart maximal relatif inférieur à celui du critère de *Hill48* (cf. figure 3.3). De plus les formes des surfaces de charge fournit par les deux critères de plasticité anisotrope sont différentes (cf. figure 3.4). Cela signifie que les deux critères peuvent aboutir à des prédictions de comportement très différentes pour certains cas de chargement. L'analyse

de ces deux critères lors de la simulation de la mise en forme de pièces complexes permettra d'approfondir cette analyse. C'est l'objet du chapitre suivant.

Il est consacré à la validation du modèle de comportement pour des sollicitations multiaxiales proches de celles induites dans les procédés d'emboutissage à chaud. Dans un premier temps, la mise en forme d'éprouvettes technologiques sera développée. Les résultats obtenus seront comparés à différentes simulations éléments finis considérant les modèles de comportement exposés dans ce chapitre. Enfin, la simulation éléments finis d'une opération d'emboutissage d'une pièce à géométrie complexe typiquement mise en forme par formage superplastique sera réalisée.

Essais d'emboutissage sur éprouvette technologique et simulation éléments finis

Introduction	106
4.1 Emboutissage d'éprouvettes technologiques	107
4.1.1 Les différents paramètres de l'étude	108
4.1.2 Analyse des résultats	110
4.1.2.1 Au cours de l'emboutissage	111
4.1.2.2 Après l'emboutissage	112
4.2 Simulations numériques des essais de mise en forme de géométrie Omega	114
4.2.1 Présentation du modèle éléments finis Omega	114
4.2.1.1 Géométrie	114
4.2.1.2 Maillage	115
4.2.1.3 Comportement	116
4.2.1.4 Conditions aux Limites	116
4.2.1.5 Comportement des interfaces	116
4.2.1.6 Résolution	117
4.2.1.7 Validité du modèle de comportement	117
4.2.2 Influence du coefficient de frottement	117
4.2.3 Influence de la loi de comportement	118
4.2.3.1 Variables d'écrouissage	118
4.2.3.2 Les critères de plasticité	122
4.2.4 Simulation E.F. des essais expérimentaux	123

4.2.5	Confrontation des résultats expérimentaux et numériques pour différents paramètres procédé	124
4.2.5.1	Comparaison des efforts	124
4.2.5.2	Comparaison du retour élastique	125
4.2.5.3	Conclusion partielle	125
4.3	Simulation de la mise en forme de la pièce industrielle	126
4.3.1	Cas d'étude	126
4.3.2	Présentation du modèle élément finis	128
4.3.2.1	Géométrie	128
4.3.2.2	Maillage	128
4.3.2.3	Comportement	128
4.3.2.4	Conditions aux Limites	128
4.3.2.5	Comportement aux interfaces	129
4.3.2.6	Résolution	129
4.3.3	Influence de la géométrie du flan	129
4.3.3.1	Évolution des éléments du maillage	130
4.3.3.2	Géométrie du flan	130
4.3.4	Influence de l'écrouissage : <i>MOD-iso</i> / <i>MOD-cine</i>	131
4.3.4.1	Avalement de matière	132
4.3.4.2	Contraintes - Déformations	132
4.3.5	Influence du critère de plasticité	135
4.3.6	Influence de la température	137
4.3.7	Limite de formabilité	140
4.3.7.1	Identification de la CLF	140
4.3.7.2	Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle	140
	Conclusion Chapitre 4	143

Introduction

Les outils de simulation numérique sont largement utilisés dans divers domaines d'application nécessitant la résolution de systèmes complexes. En ce sens, pour les opérations mécaniques de type emboutissage de produits minces, ils permettent de prédire la mise en forme de pièces complexes et génèrent un gain de temps sur la mise au point des outillages en considérant notamment un modèle capable de traduire précisément le comportement de la pièce au cours de la mise en forme [Crisfield2000 ; Vince+1999]. Le modèle de comportement précédemment identifiée constitue l'une des données majeures pour alimenter le modèle éléments finis (E.F.), mais d'autres paramètres (comportement aux interfaces) restent à définir.

Dans ce chapitre, plusieurs aspects seront abordés. Dans une première partie, des essais de **mise en forme d'éprouvettes technologiques** de profil Omega sont proposés afin de créer une base de données expérimentales. Ils permettent, dans un premier temps, de vérifier la possibilité de mise en forme d'une forme simple en alliage de titane Ti-6Al-4V à des températures plus basses ($T = 400^{\circ}\text{C}$, 500°C) que celles considérées classiquement

($T = 750^{\circ}\text{C}$, 890°C) dans les procédés de formage à chaud (HF). La seconde phase vise à **modéliser**, par modèle éléments finis (E.F.), **l'opération d'emboutissage** d'éprouvettes technologiques. Ainsi les résultats de ces simulations sont comparés avec ceux de l'expérience (déplacement, effort et géométrie après retour élastique). Cette analyse permet de vérifier la validité des modèles de comportement définis au chapitre précédent et de mettre en évidence leurs possibilités ou leurs limites sur un cas de mise en forme simple. Finalement, la **simulation numérique de la mise en forme de pièces industrielles** utilisant l'emboutissage à chaud multipasses est proposée, pour des températures de 400°C et 500°C , sur une géométrie complexe. Les résultats proposés par les différents modèles de comportement sont analysés et discutés.

4.1 Emboutissage d'éprouvettes technologiques

Un banc d'essais a été conçu afin de réaliser des essais d'emboutissage sur une éprouvette Omega illustrée par la figure 4.1. Le but des essais est double. D'une part, il s'agit de quantifier le retour élastique par une mesure géométrique angulaire de la pièce obtenue après emboutissage à hautes températures puis de créer une base de résultats expérimentaux macroscopiques en terme d'efforts et de déplacements. D'autre part, ces essais permettent de valider les simulations numériques en comparant les résultats expérimentaux avec ceux issus des calculs éléments finis.

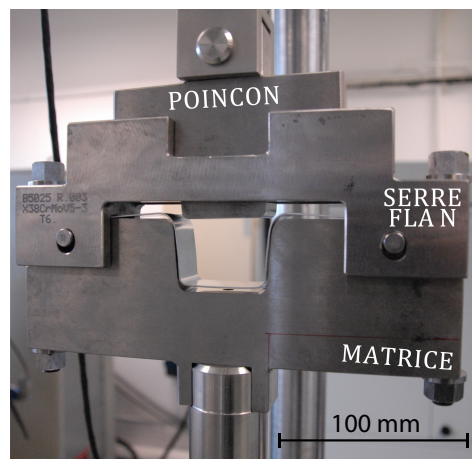


Figure 4.1 – Photographie du banc d'essai utilisé pour la mise en forme des éprouvettes technologiques

Les essais exposés dans cette section sont inspirés de ceux présentés à la conférence NUMISHEET'93 [Makinouchi1993] et dérivent de ceux réalisés par Odenberger et al. [Odenberger+2008b] pour l'emboutissage de l'alliage de titane Ti-6242 (Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo).

4.1.1 Les différents paramètres de l'étude

Les essais d'emboutissage d'éprouvettes technologiques sont réalisés dans des conditions isothermes à hautes températures. Le banc d'essais (cf. figure 4.1) est composé d'un poinçon, d'une matrice et d'un serre-flan fabriqués en acier à outils X38-Cr-Mo-V5 avec une dureté nominale de 48 *HRC* ($R_m = 1600 \text{ MPa}$). Ce type d'acier est généralement utilisé pour la fabrication d'outils de forge ou de fonderie des alliages d'aluminium [Velay2003]. Le groupe BÖHLER [BöhlerUddeholm] précise dans ses fiches matériaux qu'un des principaux avantages que présente cette nuance est qu'elle possède une bonne résistance aux chocs thermiques ainsi qu'une température de revenu aux alentours de 600°C. Cela implique que ce matériau est parfaitement applicable aux températures de l'étude.

Les différentes parties du montage sont présentées sur la figure 4.2. Les dimensions de l'outillage permettent l'intégration de l'ensemble dans une enceinte thermique (cf. figure 4.3) utilisée pour la mise en forme à hautes températures. Une largeur de flan de 30 *mm* est considérée pour garantir un effort machine suffisant (50 *kN*) ainsi que la mise en forme complète de l'éprouvette. La cotation de chaque élément est visible en annexe C.1.

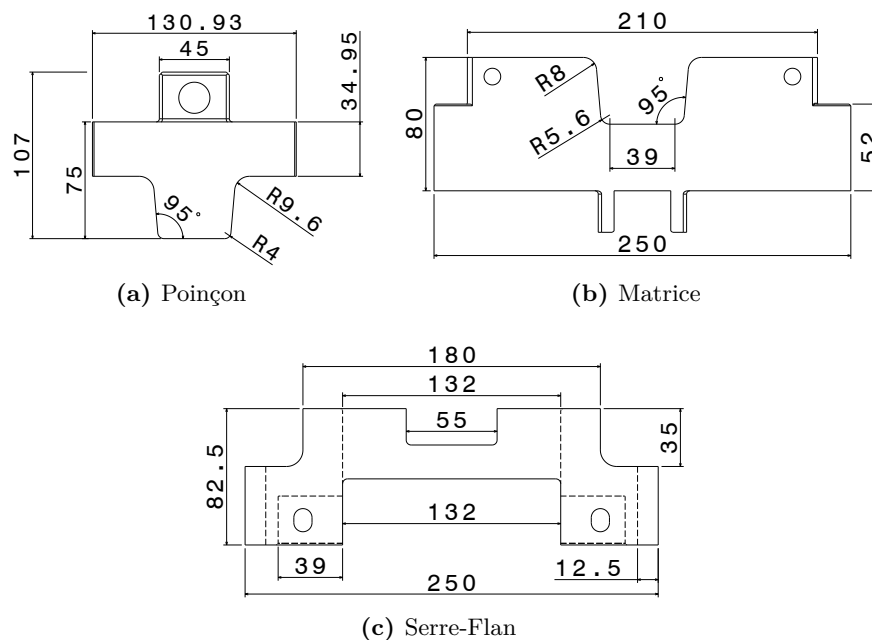


Figure 4.2 – Schéma du poinçon, de la matrice et du serre-flan (épaisseur poinçon et matrice = 30 *mm*)

Le banc est monté sur une machine d'essais hydraulique MTS® 50 *kN* et les tests d'emboutissage sont effectués dans une enceinte thermique AET® 1600°C permettant de réduire les gradients de température sur l'éprouvette à 2°C. La figure 4.3 illustre

les moyens mis en place pour la réalisation de tels essais. La mesure de l'effort est enregistrée par une cellule de force 50 kN positionnée sur la ligne d'amarrage supérieure (côté du poinçon) et le déplacement de la matrice est exercé par le vérin inférieur. De plus, un capteur **LVDT**¹ permet l'acquisition du déplacement du centre de la tôle.

Le déplacement de la matrice est réalisé en deux étapes de pilotage. La procédure d'essais considère, dans une première phase, un pilotage en déplacement à vitesse constante afin d'atteindre un effort de 45 kN . Cette valeur d'effort permet de conserver une marge de sécurité afin de ne pas dépasser la capacité de la cellule de force. Dans un second temps, un asservissement en effort (0,5 kN/s) est considéré jusqu'à la fin de la séquence de mise en forme afin d'atteindre, pour l'ensemble des essais, un effort maximal de 48 kN .

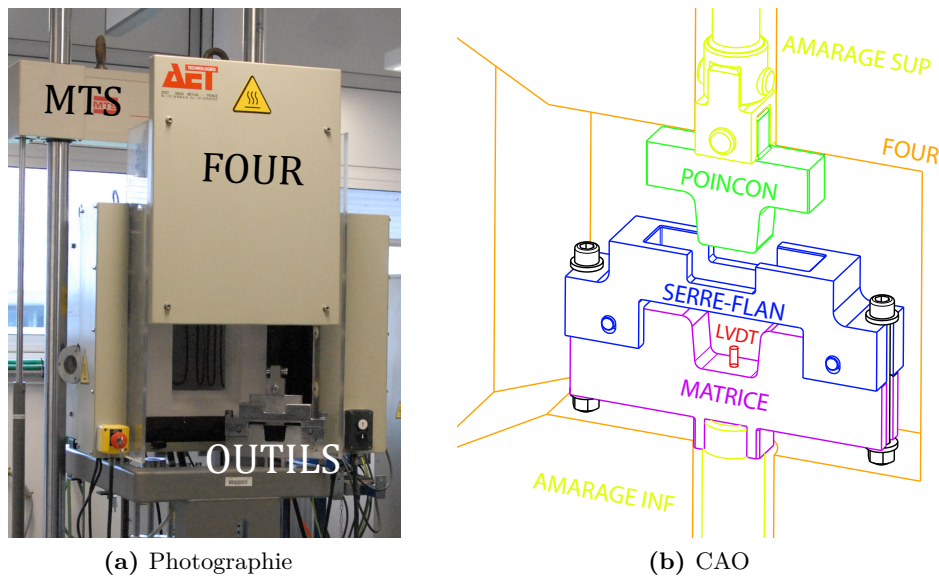


Figure 4.3 – Photographie et vue CAO à l'intérieur du four des moyens technologiques mis en place pour réaliser les essais d'emboutissage

Les éprouvettes technologiques sont placées et centrées dans la matrice puis le banc d'essais est installé dans le four sur la machine de traction. La séquence de montée en température est alors appliquée (600°C/h). Une fois la température cible atteinte, l'opération d'emboutissage est finalement effectuée. La matrice inférieure monte à une vitesse constante de 0,5 ou 1,0 mm/s et le jeu entre la matrice et le serre-flan peut varier de 1,65 et 1,8 mm pour une épaisseur initiale de tôle de 1,6 mm . Une fois l'opération réalisée, le banc est retiré du four à une température de 150°C (sécurité four) et la pièce est éjectée de l'outillage.

Trois types d'échantillons sont testés, associés aux trois orientations définies au chapitre 2 (*RD*, *DD*, *TD*). Les dimensions des éprouvettes sont de 205 × 30 mm^2 . Comme

1. « *Linear Variable Differential Transformer* », capteur inductif de mesure de déplacement linéaire.

précédemment, afin de garantir l'intégrité de la microstructure du matériau, les flans sont découpés par une technique jet d'eau. Les éprouvettes ainsi obtenues sont nettoyées à l'éthanol puis pulvérisées avec du Nitrure de Bore (BN) appliqué en une seule couche mince. Cette couche de BN permet d'abord une protection contre l'oxydation mais également une lubrification afin de réduire le frottement entre l'éprouvette et l'outillage comme le définissent Odenberger et al. [Odenberger+2008b].

Les conditions d'essais réalisés sont synthétisées dans les quatre premières colonnes du tableau 4.1. Ces essais permettent de tester un ensemble de paramètres procédé pour mettre en évidence leur influence sur la réponse mécanique de la pièce. Les différentes configurations choisies mettent en évidence les effets de jeu de serre-flan, d'orientation de la tôle et de vitesse de mise en forme. Les jeux de serre-flan et les vitesses de mise en forme ont été choisis en accord avec les partenaires du projet afin de se rapprocher des conditions d'emboutissage d'une géométrie industrielle.

Enfin la cinquième colonne du tableau 4.1 donne la valeur de l'effort induit par le contact tôle - outil pour chaque condition d'essais. Puisque la fin des essais utilise un mode de pilotage en force, la comparaison des efforts de mise en forme ne peut pas être réalisée en force maximale. Cette comparaison est réalisée pour un déplacement de la tôle de 35 mm. Cette valeur est sélectionnée pour permettre une comparaison dans le premier mode de pilotage (déplacement) en dehors de la phase "stable", lors de la deuxième montée de l'effort d'emboutissage (cf. figure 4.5a).

Tableau 4.1 – Valeurs des paramètres des essais d'emboutissage sur éprouvettes technologiques - Orientation : {RD=*Rolling direction*, TD=*Transverse Direction* et DD=*Diagonal Direction*} et efforts F enregistrés pour un déplacement de 35 mm.

Temp. [°C]	Vitesse [mm/s]	Orientation	Jeu [mm]	F [kN]
400	0,5	RD	1,7	12,1
			1,65	12,9
			1,8	11,6
	1	RD	1,7	12,0
	0,5	TD	1,7	12,1
	0,5	DD	1,7	12,0
500	0,5	RD	1,7	11,1
			1,65	11,6
			1,8	10,0
	1	RD	1,7	11,1
	0,5	TD	1,7	11,1
	0,5	DD	1,7	11,0

4.1.2 Analyse des résultats

Lors de la réalisation de l'emboutissage d'éprouvettes technologiques, plusieurs types de résultats expérimentaux peuvent être analysés. Ainsi, la base d'essais proposée permet

d'évaluer l'importance de chaque paramètre d'entrée sur l'effort de mise en forme ou sur le retour élastique obtenu après emboutissage. Ces deux derniers résultats peuvent être comparés à des résultats numériques obtenus par simulation E.F. (cf. paragraphe 4.2).

4.1.2.1 Au cours de l'emboutissage

L'effort induit lors de la mise en forme est analysé en fonction du déplacement du dôme de la tôle (partie centrale de l'éprouvette) qui apparaît lors de la mise en forme comme l'illustre la figure 4.4 pour un essai réalisé sur une éprouvette en alliage d'aluminium 2024 à température ambiante. Le déplacement est obtenu à l'aide d'un capteur *LVDT*. Ces informations permettent également la détermination de l'instant précis à partir duquel l'outil entre en contact avec la tôle. Par la suite, ces données expérimentales seront comparées à des données numériques (cf. paragraphe 4.2).

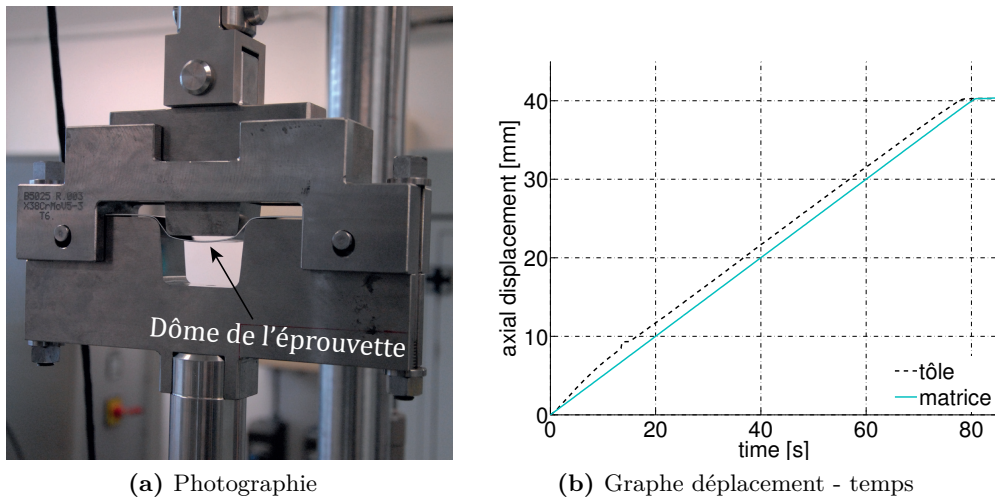


Figure 4.4 – Vue du dôme de l'éprouvette (a) ainsi que de l'évolution du déplacement du dôme de la tôle (LVDT) et de la matrice (Traverse) en fonction du temps (b). Ici pour un essai réalisé sur une tôle d'aluminium 2024 à température ambiante

La figure 4.5 présente l'évolution de l'effort de mise en forme suivant le déplacement du dôme de la tôle pour différentes conditions de paramétrage.

En observant la figure 4.5a et la dernière colonne du tableau 4.1, on remarque que la vitesse d'emboutissage et l'orientation de la tôle (*RD* et *TD*) n'ont qu'un effet minime, voire nul à l'erreur de mesure près, sur l'évolution de l'effort d'emboutissage. Effectivement l'effort relevé pour un déplacement de 35 mm est de 11,1 kN $\pm$ 0,1 kN à 500°C et de 12,1 kN $\pm$ 0,1 kN à 400°C. Cependant, comme le montre la figure 4.5b, les efforts mis en jeu diminuent lorsque le jeu entre la matrice et le serre-flan augmente. En ce sens, pour des jeux de 1,8 mm et de 1,65 mm les efforts enregistrés sont respectivement de 10,0 kN et 11,6 kN à 500°C et de 11,6 kN et 12,9 kN à 400°C. Cette diminution de l'effort est expliquée par le fait que lorsque le jeu augmente les efforts de retenue (efforts

tangentiels), engendrés par le serre-flan sur la tôle, diminuent. De plus, la température présente également un effet important sur les efforts mis en jeu pour l'emboutissage. L'évolution de l'effort présentée sur la figure 4.5a est différente selon la température de mise en forme. En effet, pour une profondeur d'embouti de 10 mm à 30 mm on obtient un écart d'environ 10%, alors que pour une profondeur de 30 mm à 39 mm l'écart diminue pour atteindre une valeur d'environ 2%. On notera ici que lorsque la température diminue, l'évolution de la force de poinçon augmente moins rapidement de 0 mm à 10 mm. Ainsi pour un déplacement de 5 mm l'effort de mise en forme est de 7 kN à 400°C contre 4 kN à 500°C.

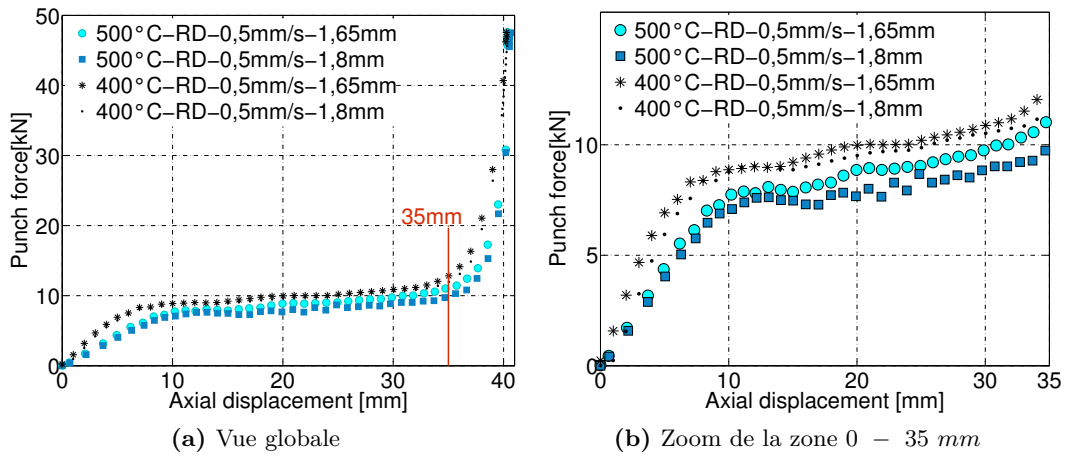


Figure 4.5 – Évolution de l'effort de poinçon en fonction du déplacement axial du dôme de la tôle pour différentes conditions. Légende : Température - Orientation : {RD=rolling direction, TD=transverse direction} - Vitesse de poinçon [mm/s] - Jeu entre la matrice et le serre-flan [mm]

4.1.2.2 Après l'emboutissage

L'évaluation du retour élastique obtenu après emboutissage est effectuée par deux mesures d'angles à l'aide d'un rapporteur d'angle. Ces mesures d'angles peuvent être obtenues entre la partie horizontale supérieure et l'oreille de l'éprouvette (γ_i), ainsi qu'entre la partie horizontale inférieure et le mur de l'éprouvette (θ_i), comme le suggère la figure 4.6. La référence définie sur cette figure représente la géométrie de la matrice (respectivement le poinçon), visible sur la figure 4.2, dont les angles sont 0° pour γ et 85° pour θ .

Le tableau 4.2 retranscrit les valeurs des angles γ_i et θ_i pour les différentes conditions d'essais. Dans une première approche, on remarque que les valeurs des angles pour les deux températures sont éloignées de la valeur cible de la référence. Une analyse plus poussée montre que le retour élastique est plus faible lorsque la température augmente et que les deux angles, γ_i et θ_i , se rapprochent de la valeur de référence.

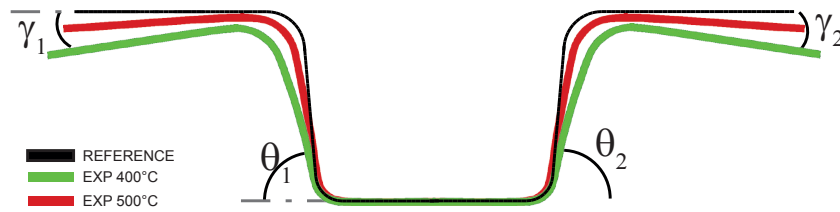


Figure 4.6 – Présentation du retour élastique obtenu à 400°C et 500°C suivant la direction de laminage, une vitesse de poinçon de 0,5 mm/s et un jeu de 1,7 mm.

Contrairement aux résultats précédents sur l'analyse de l'évolution de l'effort, plusieurs paramètres d'entrée jouent un rôle sur le retour élastique. Effectivement, la direction de prélèvement, la vitesse de poinçon et le jeu entre la matrice et le serre-flan ont un impact sur le retour élastique mesuré après la mise en forme (cf. tableau 4.2). Ainsi, lorsque le jeu entre la matrice et le serre-flan augmente, le retour élastique a également tendance à augmenter (75° pour un jeu de 1,65 mm et 74° pour un jeu de 1,8 mm à 400°C). Dans ce cas, l'augmentation du jeu entraîne une diminution de l'effort tangentiel ainsi qu'une baisse de l'écrouissage du matériau. De plus, la diminution de la vitesse du poinçon pourrait également avoir tendance à accentuer le retour élastique (74° pour une vitesse de 0,5 mm/s et 74,5° pour une vitesse de 1 mm/s à 400°C). Enfin, l'orientation de l'éprouvette technologique influence également le retour élastique, il est le plus marqué suivant la direction de laminage (74° à 400°C) et le moins important suivant la direction transverse (76° à 400°C). Finalement, la température joue un effet considérable sur ce retour élastique puisque entre les deux températures (400°C et 500°C) et pour des conditions identiques, le retour élastique diminue lorsque la température augmente (74° à 400°C et 80° à 500°C).

Deux autres analyses post-emboutissage ont été menées, une concernant la mesure de l'épaisseur et l'autre la largeur de l'éprouvette. Les valeurs ainsi obtenues sont inexploitablement faibles puisque les écarts entre les différentes valeurs (centièmes de millimètres pour l'épaisseur et dixième de millimètres pour la largeur) entrent dans la gamme d'erreur de l'instrument de mesure utilisé et de découpe des éprouvettes (tolérance de $\pm 0,2$ mm).

Tableau 4.2 – Mesures expérimentales des valeurs des angles γ_i et θ_i quantifiant le retour élastique des éprouvettes après mise en forme, incertitudes : $\pm 0,25^\circ$.

Temp. [°C]	V [mm/s]	Orient.	Jeu [mm]	γ_1	θ_1	θ_2	γ_2
400	0,5	RD	1,7	9,0	73,5	74,0	8,5
			1,65	8,5	75,0	74,5	8,5
			1,8	9,0	74,0	73,5	9,0
	1	RD	1,7	8,5	74,0	74,5	8,0
	0,5	TD	1,7	8,5	75,0	75,0	9,0
	0,5	DD	1,7	7,0	76,0	75,5	7,5
500	0,5	RD	1,7	4,0	79,5	80,0	4,0
			1,65	3,0	79,5	79,0	3,0
			1,8	4,5	81,5	81,0	4,5
	1	RD	1,7	3,5	79,5	80,0	3,0
	0,5	TD	1,7	4,0	80,0	79,5	3,5
	0,5	DD	1,7	3,5	80,5	80,5	3,0

Maintenant que la base de résultats expérimentaux est établie, la réalisation de simulations E.F. permettra de confronter les résultats et ainsi de déterminer le modèle de comportement le plus adapté pour la prédiction de la mise en forme d'une géométrie simple (Omega) par emboutissage à chaud.

4.2 Simulations numériques des essais de mise en forme de géométrie Omega

Les premières simulations numériques d'une opération d'emboutissage simple isotherme hautes températures permettent, dans un premier temps, de tester les différents modèles de comportement identifiés au chapitre 3. Dans un second temps, elles permettent de créer une base de résultats numériques afin de les comparer aux résultats expérimentaux et ainsi vérifier la robustesse des modèles.

Pour la simulation des opérations de mise en forme le logiciel Abaqus/Standard 6.14[®] est utilisé. Des simulations en conditions isothermes seront menées et les étapes de mise en chauffe et de refroidissement ainsi que la dilatation thermique du banc ne seront pas considérées.

4.2.1 Présentation du modèle éléments finis Omega

4.2.1.1 Géométrie

Le modèle E.F. considère une géométrie 3-D comme le présente la figure 4.7a. Il est composé de quatre parties, trois d'entre elles rattachées à l'outillage (poinçon, matrice et serre-flan) et la dernière à l'éprouvette. Ce modèle considère un quart de l'outillage

global puisque ce dernier dispose de deux plans de symétrie : un transversal (plan zx) et l'autre longitudinal (plan yz). Cette réduction de géométrie permet de pouvoir réduire considérablement les temps de calcul (pour une même taille de maille) sans pour autant dégrader la qualité des résultats de la simulation E.F..

4.2.1.2 Maillage

Les outils sont tous considérés comme des surfaces rigides ("*Discrete rigid*"). Cette hypothèse permet de considérer un ensemble outillage indéformable (dans cette analyse seul le comportement de l'éprouvette est pris en compte). Ces derniers sont maillés avec des éléments rigides quadrilatères à 4 nœuds (R3D4) et le ratio du maillage avoisine 1 élément/mm comme le présente la figure 4.7b.

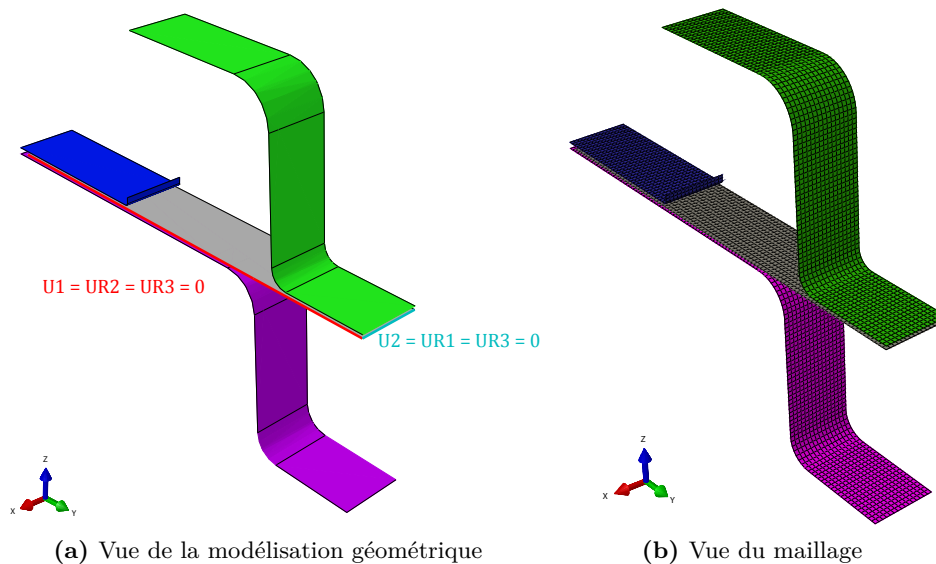


Figure 4.7 – Présentation de la modélisation géométrique et du maillage utilisé avec Abaqus/Standard®

Concernant le maillage de l'éprouvette, une comparaison en termes de résultats et de temps de calcul entre des éléments volumiques et coques a montré que les éléments coques permettent d'obtenir des résultats identiques à des éléments volumiques pour un temps de calculs réduit de près de 8%. Dans ce cas, le maillage est réalisé à l'aide d'éléments coques minces à interpolation linéaire à 4 nœuds (S4) pour lesquels 6 ddl² par nœud sont considérés. Comme pour les outils, le ratio du maillage avoisine 1 élément/mm. Dans le but de tenir compte de l'épaisseur de la tôle, plusieurs points d'intégration dans l'épaisseur sont pris en compte. Une étude de sensibilité a montré qu'un nombre de points d'intégration de 5 suffit. Au delà, l'ajout de points d'intégrations supplémentaires augmente le temps de calcul mais n'améliore pas la précision des résultats.

2. degré de liberté

4.2.1.3 Comportement

L'éprouvette est considérée comme un solide déformable et utilise un comportement élasto-viscoplastique. Le comportement élastique est défini par la loi de Hooke (eq. 3.1.2). La loi d'écoulement viscoplastique est définie par une loi de type Norton (eq. 3.1.3). La variable d'écrouissage peut être soit isotrope (eq. 3.1.6) soit cinématique (eq. 3.1.7) comme indiqué au paragraphe 3.1. Enfin la surface seuil peut être isotrope (*von Mises*, eq. 3.2.1) ou anisotrope (*Hill48*, eq. 3.2.3 ou *Barlat91*, eq. 3.2.12) comme décrit à la section 3.2. Le nom de chaque modèle de comportement, utilisé dans la suite de ces travaux, est indiqué dans le tableau 3.6. Les valeurs de l'ensemble des paramètres composant les modèles de comportement sont indiquées au tableau 3.5.

4.2.1.4 Conditions aux Limites

Concernant les conditions aux limites, la matrice et le serre-flan sont fixes (encastres), le seul déplacement réside dans le poinçon qui est piloté comme dans les conditions expérimentales (pilotage en déplacement jusqu'à 45 kN puis en force jusqu'à 48 kN). Le modèle E.F. considère également les deux plans de symétrie en bloquant certains ddl en translation et en rotation des nœuds appartenant à ces deux plans comme le montre la figure 4.7.

4.2.1.5 Comportement des interfaces

Pour le comportement aux interfaces un contact "surface to surface" est considéré. Le comportement mécanique est décrit par un contact normal et un contact tangentiel avec un modèle de frottement de type Coulomb défini par l'équation 4.2.1 [SIMULIA]. Le concept de base du modèle de frottement de Coulomb est de lier la contrainte de frottement (cisaillement) maximale admissible au travers d'une interface de pression de contact entre les corps en contact. Dans la forme de base du modèle de frottement de Coulomb, deux surfaces en contact peuvent admettre des contraintes de cisaillement jusqu'à un certain seuil avant qu'elles ne commencent à glisser l'une par rapport à l'autre. Ce modèle de frottement définit cette contrainte seuil de cisaillement critique τ_{crit} comme une fraction de la pression de contact p entre les surfaces (cf. équation 4.2.1). Cette fraction μ , est connue sous le terme de coefficient de frottement.

$$\tau_{crit} = \mu p \quad (4.2.1)$$

Dans le cas présent, l'identification d'un coefficient de frottement caractéristique entre les outils et la tôle à hautes températures est complexe. Dans leur travail de revue, Semiati et al. [Semiati+1998] montrent que ce coefficient de frottement peut évoluer de 0,1 à 0,4 pour la mise en forme à chaud des alliages de titane en fonction de la nuance du matériau utilisé pour la fabrication de l'outillage.

4.2.1.6 Résolution

Une résolution quasistatique en grandes déformations est mise en œuvre pour la simulation de la mise en forme des éprouvettes technologiques.

4.2.1.7 Validité du modèle de comportement

La première analyse concerne les vitesses de déformations rencontrées par la tôle au cours de la mise en forme. Les conditions de procédé et de géométrie du banc d'essais proposent des vitesses de déformations comprises dans la gamme des vitesses de l'identification des modèles de comportements ne dépassant pas 8.10^{-3}s^{-1} .

4.2.2 Influence du coefficient de frottement

La figure 4.8 montre l'évolution de l'effort de poinçon en fonction du déplacement du dôme de la tôle pour deux valeurs de coefficient de frottement respectivement de $\mu = 0,1$ et $\mu = 0,4$ et le modèle de comportement *MOD-cine* identifié à 400°C . Dans ce cas, la mise en forme considère une tôle positionnée dans la direction de laminage (*RD*), une vitesse de déplacement de $0,5\text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7\text{ mm}$. Sur la figure 4.8, on remarque que le niveau d'effort est proportionnel au coefficient de frottement. La variation de ce coefficient de frottement met en évidence que l'utilisation d'un coefficient de $\mu = 0,4$ permet de mieux représenter les essais expérimentaux à 400°C et reste en accord avec les informations de la bibliographie [Semiatin+1998]. Pour les essais à 500°C , l'utilisation d'un coefficient $\mu = 0,45$ permet d'obtenir la meilleure confrontation avec les résultats expérimentaux.

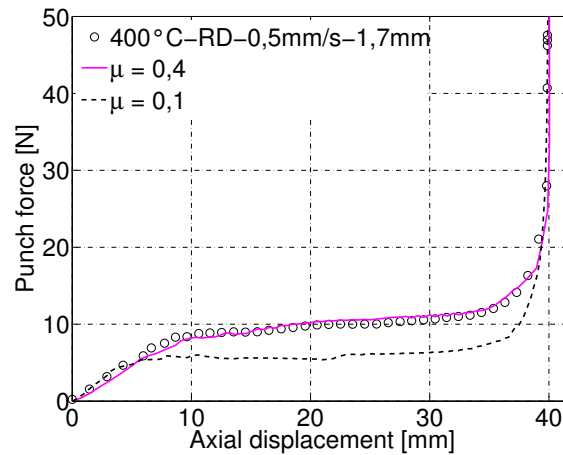


Figure 4.8 – Comparaison des résultats numériques de l'évolution de l'effort du poinçon en fonction du coefficient de frottement entre la tôle et les outils.

L'évolution de ce coefficient de frottement va également impacter le retour élastique prédit par le modèle numérique. Lorsque la valeur du coefficient de frottement augmente, le retour élastique a également tendance à augmenter. A 400°C , pour un coefficient de

frottement $\mu = 0,1$ les angles γ et θ sont respectivement de 5° et 82° alors que pour un coefficient $\mu = 0,4$ ces angles sont respectivement de $9,9^\circ$ et $71,8^\circ$. De plus, les efforts tangentiels sur le serre-flan sont de $F_t = 0,2 \text{ kN}$ pour $\mu = 0,1$ alors que lorsque ce coefficient est augmenté à une valeur $\mu = 0,4$, les efforts tangentiels sont quadruplés $F_t = 0,8 \text{ kN}$. Cela génère des champs et des niveaux de contraintes résiduelles différents comme le suggère la figure 4.9. Dans les rayons, le niveau maximal de contrainte est sensiblement identique (910 MPa) alors que dans le pied de l'éprouvette il est différent. Pour un frottement $\mu = 0,1$ le niveau maximal de contrainte atteint 680 MPa alors qu'il n'est que de 610 MPa pour un coefficient $\mu = 0,4$. La répartition des champs de contrainte, présentée par la figure 4.9, génère inévitablement un retour élastique différent comme en atteste les mesures des différents angles γ et θ .

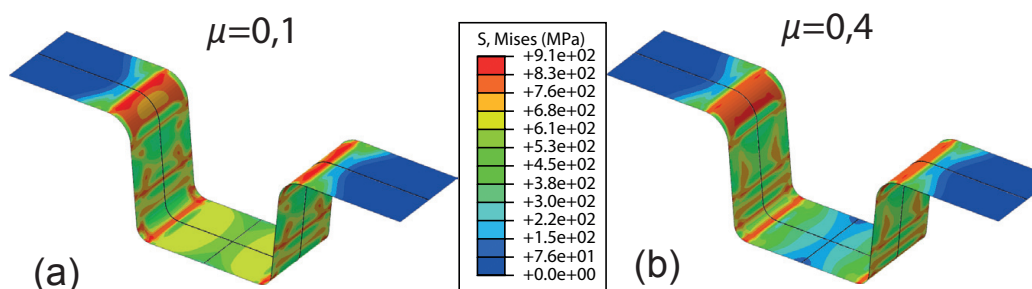


Figure 4.9 – Comparaison des champs de contraintes (MPa) obtenus pour deux coefficients de frottement $\mu = 0,1$ et $\mu = 0,4$ à l'étape de fin de mise en forme avant retour élastique (obtention de la géométrie complète de l'éprouvette par l'option miroir proposée par Abaqus®).

4.2.3 Influence de la loi de comportement

Dans cette partie, une attention particulière est portée sur l'influence des variables d'érouissage ainsi que du critère de plasticité concernant l'évolution de l'effort et la prédiction du retour élastique, au regard des trajets de chargement induits dans cet essai. Les analyses réalisées dans cette partie s'appuient sur la simulation d'un essai de mise en forme à 400°C suivant la direction de laminage (*RD*), une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7 \text{ mm}$ qui sont les conditions de mise en forme se rapprochant le plus de celles utilisées industriellement.

4.2.3.1 Variables d'érouissage

Les résultats fournis par deux modèles de comportement sont comparés considérant un critère de plasticité isotrope (critère de *von Mises*) ainsi qu'une composante d'érouissage isotrope pour le premier (*MOD-iso*) et cinématique pour le deuxième (*MOD-cine*). Les deux formulations ont fait l'objet d'une étude détaillée au chapitre 3.

Évolution de l'effort d'emboutissage

La figure 4.10 illustre l'évolution de l'effort de poinçon en fonction du déplacement du dôme de la tôle pour les deux modèles de comportement *MOD-cine* et *MOD-iso*. On peut observer que les deux courbes sont pratiquement confondues (écart maximal de $0,1 \text{ kN}$) et donc, que le choix de la variable d'écroutissage n'a pas ou peu d'influence sur la réponse en effort.

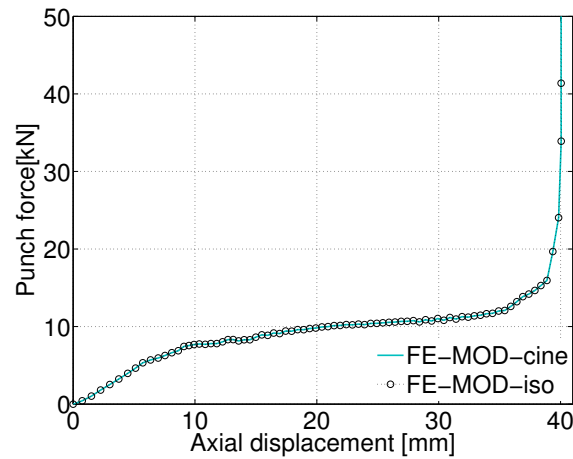


Figure 4.10 – Comparaison de l'effort de poinçon prédit par les deux modèles de comportement : *MOD-cine* et *MOD-iso* et un critère de plasticité isotrope de *von Mises* - Conditions de simulation : 400°C suivant la direction de laminage (*RD*), une vitesse de déplacement de $0,5 \text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7 \text{ mm}$.

En revanche, la répartition des contraintes en fin de mise en forme au sein de la pièce est largement influencée par le choix du modèle comme en atteste la figure 4.11 qui présente la répartition des champs de contraintes en fin de mise en forme et avant retour élastique. En effet, le modèle *MOD-iso* prédit, dans les rayons, des niveaux de contraintes plus élevés (940 MPa) que le modèle *MOD-cine* (860 MPa). De plus, la répartition des champs de déformations plastiques et d'épaisseurs est également différente (cf. figure C.1 en annexe C.2). En sortie du rayon d'entrée de matrice, le modèle *MOD-iso* prédit des niveaux de déformations plastiques équivalentes de 17% contre 20% pour le modèle *MOD-cine*. Concernant les champs d'épaisseurs, le modèle *MOD-iso* préjuge d'un amincissement pouvant atteindre $1,54 \text{ mm}$ opposé à $1,58 \text{ mm}$ pour le modèle *MOD-cine*.

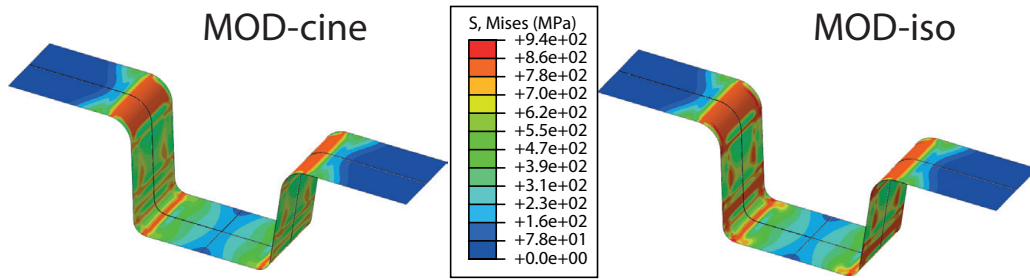


Figure 4.11 – Comparaison des champs de contraintes (MPa) sur la face supérieure prédits par les deux modèles *MOD-iso* et *MOD-cine* en fin de mise en forme et avant l'étape de retour élastique - Conditions de simulation : $400^{\circ}C$ suivant la direction de laminage (RD), une vitesse de déplacement de $0,5\text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7\text{ mm}$.

Quantification du retour élastique

Ce dernier résultat nous conduit à l'étude du retour élastique simulé par les deux modèles. Comme expliqué pour la partie expérimentale, la quantification du retour élastique est réalisée par la mesure des deux angles γ et θ . Dans ces conditions numériques, la simulation du retour élastique de la pièce est réalisé suivant trois étapes après la mise en forme. La première consiste à bloquer (en translation et en rotation) l'ensemble des nœuds de la tôle. La seconde vise à supprimer tous les contacts entre la tôle et les outils. La dernière fixe les nœuds considérant initialement la condition de symétrie du pied de l'éprouvette. Le tableau 4.3 présente les résultats obtenus pour les deux modèles de comportement *MOD-iso* et *MOD-cine*, aux deux températures de l'étude. Les valeurs entre '•' représentent l'écart³ entre la valeur numérique et la valeur expérimentale qui est rappelée sur la dernière colonne du tableau.

Contrairement à l'analyse précédente, on remarque que le retour élastique évolue en fonction du type de loi d'évolution utilisée. Ainsi, on peut remarquer que l'utilisation de l'écroutissage cinématique génère plus de retour élastique qu'un écroutissage isotrope. De fait, les valeurs d'angles proposées par le modèle *MOD-cine* sont plus conformes aux valeurs d'angles mesurées expérimentalement.

Effectivement, en observant le retour élastique induit pour les différents modèles aux différentes températures, on remarque que les informations fournies par le modèle de comportement *MOD-cine* sont en adéquation avec les données expérimentales. Le modèle *MOD-iso* produit une erreur de 7% et 44% à $400^{\circ}C$ et de 2,5% et 28% à $500^{\circ}C$ sur la mesure respective des angles θ et γ . Le modèle *MOD-cine* permet de réduire grandement ces valeurs à moins de 1% et 4% respectivement pour les angles θ et γ .

3. l'écart est la valeur absolue de la différence des valeurs expérimentales et numériques : $|Y_{exp} - Y_{num}|$

Tableau 4.3 – Valeurs des angles γ et θ : de la pièce de référence, fournies par les deux modèles et mesurées expérimentalement pour les conditions suivantes : direction de laminage (RD) - vitesse de poinçon de $0,5 \text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7 \text{ mm}$. Les valeurs entre () représentent l'écart avec les valeurs expérimentales.

<i>angle</i>	Réf.	400°C		EXP
		<i>MOD-iso</i>	<i>MOD-cine</i>	
$\gamma[^\circ]$	0	7,1 (1,9)	9,9 (0,9)	9,0
$\theta[^\circ]$	85	78,9 (4,9)	71,9 (2,1)	74,0

<i>angle [°]</i>	Réf.	500°C		EXP
		<i>MOD-iso</i>	<i>MOD-cine</i>	
$\gamma[^\circ]$	0	2,1 (1,9)	2,7 (1,3)	4,0
$\theta[^\circ]$	85	81,9 (1,9)	78,8 (1,2)	80,0

Cette première étude montre que le modèle de comportement utilisant une variable d'écrouissage cinématique (*MOD-cine*) permet de mieux prédire le retour élastique de l'éprouvette technologique. Les différences observées entre les deux modèles s'expliquent par des trajets de chargement complexes (traction - compression ou compression - traction) de certaines zones de la tôle.

Trajets de chargement

L'étude des trajets de chargement lors de la mise en forme par E.F. permet d'identifier trois zones sur l'éprouvette comme le suggère la figure 4.12. La zone 1 (pied de l'éprouvette) montre un trajet de chargement en compression puis un retour à déformation nulle. La zone 3 (oreille de l'éprouvette) montre un cycle de traction - compression mais pour de très petites déformations (de l'ordre de 0,1%). Dans ces deux zones, le choix de l'écrouissage n'a que peu d'influence sur la réponse du matériau. En revanche, dans la zone 2 (mur de l'éprouvette), le trajet de chargement traction - compression prend un sens différent puisque les déformations engendrées dans cette partie de l'éprouvette sont beaucoup plus conséquentes (de l'ordre de 1%). Effectivement, on remarque ici que pour une même sollicitation, le trajet de chargement induit n'est pas identique et influence grandement le niveau de contraintes résiduelles en fin de cycle et par conséquent le retour élastique induit. Ainsi, comme le montre la figure 4.12, le modèle *MOD-iso* prédit, dans la zone 2 en fin de mise en forme, un niveau de déformation de $\varepsilon = 0,5\%$ et de contrainte de $\sigma = 270 \text{ MPa}$ contre $\varepsilon = 0,7\%$ et $\sigma = 180 \text{ MPa}$ pour le modèle *MOD-cine* à 400°C. A 500°C, le modèle *MOD-iso* prédit une déformation de $\varepsilon = 0,4\%$ et de contrainte de $\sigma = 340 \text{ MPa}$ contre $\varepsilon = 0,5\%$ et $\sigma = 350 \text{ MPa}$ pour le modèle *MOD-cine*. Ces écarts de contraintes et de déformations calculés par les deux modèles, expliquent les différences de retour élastique établis dans le tableau 4.3.

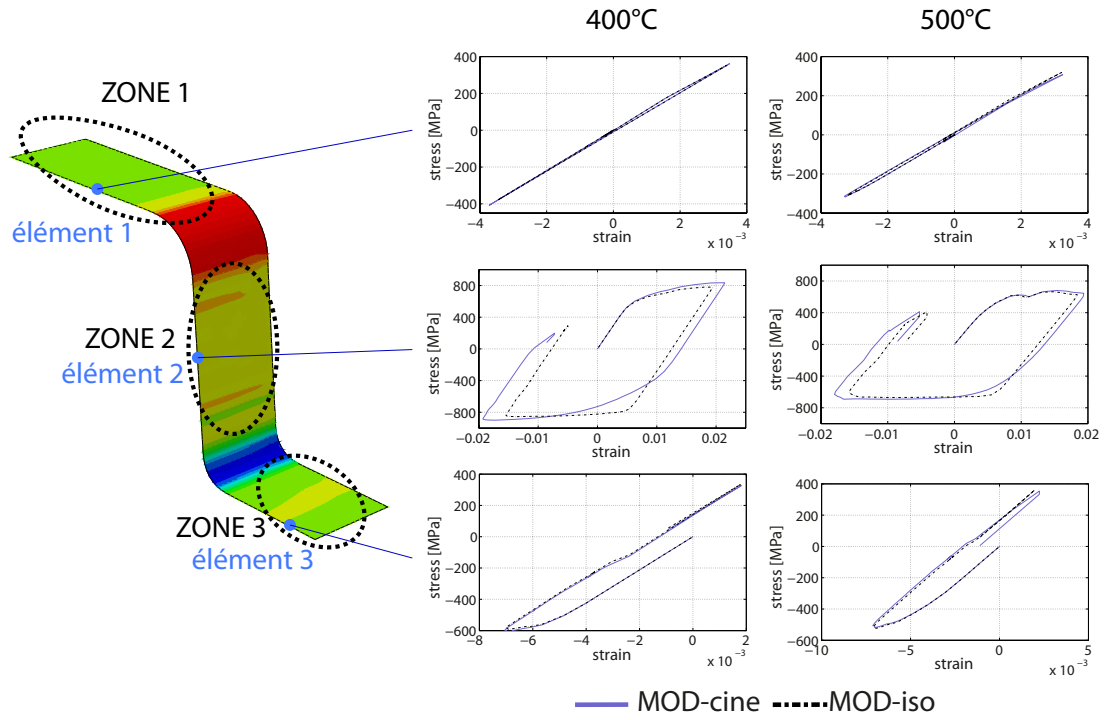


Figure 4.12 – Trajets de chargement en contraintes principales - déformations principales obtenus pour les deux modèles de comportement (*MOD-iso* et *MOD-cine*) en fonction de la température.

Cette analyse a montré que le modèle *MOD-cine* permet une meilleure prédiction du retour élastique que le modèle *MOD-iso*. Ainsi, l'analyse suivante concernant l'influence du critère de plasticité ne considèrera qu'une composante cinématique pour décrire l'évolution de l'écrouissage.

4.2.3.2 Les critères de plasticité

Les résultats des simulations E.F. présentés dans cette partie considèrent trois modèles de comportement à variables d'écrouissage cinématique et utilisant trois critères de plasticité différents : *von Mises*, *Hill48* et *Barlat91*. Les formulations de ces modèles ont fait l'objet d'une étude détaillée dans le chapitre 3. Dans la suite, les notations indiquées dans le tableau 3.6 sont adoptées pour nommer les différents modèles (*MOD-cine*, *MOD- r_α* , *MOD- σ_α* , *MOD- $\kappa 8$*).

Le choix du critère de plasticité influence également le retour élastique. Les valeurs des angles γ et θ regroupées dans la tableau 4.4, mettent en évidence ce phénomène. En effet, on remarque que l'intégration de l'anisotropie dans le modèle de comportement permet de réduire les écarts observés entre les valeurs expérimentales et numériques. De plus, le critère de plasticité qui permet d'obtenir l'écart le plus faible est le critère de plasticité anisotrope de *Barlat91*. A 500°C, ce critère prédit des angles γ de 3,9° et θ

de $80,1^\circ$ très proches des angles mesurées expérimentalement ($\gamma = 4,0^\circ$ et $\theta = 80,0^\circ$). Des résultats similaires sont obtenus à 400°C .

Une analyse analogue concernant l'effort d'emboutissage pour un embouti de 35 mm montre également un apport significatif de l'introduction d'un critère de plasticité anisotrope dans le modèle de comportement. Une réduction significative de l'écart est observée pour les trois modèles anisotropes, le critère de plasticité $MOD-\sigma_\alpha$ permettant de retrouver exactement l'effort expérimental. Cependant on peut conclure que les trois modèles fournissent des résultats très proches (cf. tableau 4.4).

Tableau 4.4 – Valeurs de l'effort F à 35 mm et des angles γ et θ numériques quantifiant le retour élastique des éprouvettes pour les conditions suivantes : direction de laminage (RD) - vitesse de poinçon de $0,5\text{ mm/s}$, un jeu de $1,7\text{ mm}$ et un coefficient de frottement $\mu = 0.4$ à 400°C et $\mu = 0.45$ à 500°C . Les valeurs entre '()' représentent l'écart avec les valeurs expérimentales.

Modèle	400°C			500°C		
	$\gamma[^\circ]$	$\theta[^\circ]$	$F\text{ [kN]}$	$\gamma[^\circ]$	$\theta[^\circ]$	$F\text{ [kN]}$
<i>MOD-cine</i>	9,9 (0,9)	71,9 (2,1)	12,7 (0,6)	2,7 (1,3)	78,8 (1,2)	11,8 (0,7)
<i>MOD-r_α</i>	8,3 (0,7)	72,9 (1,1)	12,3 (0,2)	2,9 (1,1)	79,9 (0,1)	11,3 (0,2)
<i>MOD-σ_α</i>	8,9 (0,1)	73,4 (0,6)	12,1 (0,0)	3,8 (0,2)	79,9 (0,1)	11,1 (0,0)
<i>MOD-$\kappa 8$</i>	9,0 (0,0)	73,7 (0,3)	12,2 (0,1)	3,9 (0,1)	80,1 (0,1)	11,2 (0,1)

Finalement, l'introduction d'un critère de plasticité anisotrope permet une réduction importante des écarts observés avec les mesures expérimentales. Ces résultats semblent cohérents puisque, comme nous l'avons montré au chapitre 2 (tableaux 2.3 et 2.4), le matériau présente un comportement anisotrope non-négligeable. Au travers des valeurs d'angles et d'efforts retranscrites dans le tableau 4.4, on remarque que le modèle *MOD- r_α* permet de réduire l'écart entre les valeurs expérimentales et numériques (en comparaison d'un modèle de comportement incluant un critère de plasticité isotrope). Cependant, le même modèle utilisant le même critère de plasticité mais identifié avec la méthode σ_α (*MOD- σ_α*) permet de retrouver les efforts de poinçon expérimentaux et des valeurs d'angles de retour élastique très proches des mesures expérimentales. Le modèle *MOD- $\kappa 8$* permet d'obtenir le meilleur compromis sur la précision des efforts et des angles.

4.2.4 Simulation E.F. des essais expérimentaux

Le même plan d'expériences que celui réalisé expérimentalement est appliqué sur la mise en forme numérique des éprouvettes technologiques. Il prend en compte le jeu de serre-flan, la vitesse d'emboutissage et l'orientation de la tôle. Le tableau 4.5 regroupe l'ensemble des résultats numériques en terme d'effort à 35 mm de déplacement et d'angles après retour élastique. Le modèle E.F. utilise, dans ce cas le modèle *MOD- $\kappa 8$* puisque cette formulation offre les meilleurs résultats compte tenu de l'étude précédente.

L'ensemble des valeurs d'angles et d'efforts pour un déplacement de 35 *mm* est regroupé dans le tableau 4.5.

Tableau 4.5 – Valeurs numériques des efforts pour un déplacement de 35 *mm* et des angles γ et θ quantifiant le retour élastique des éprouvettes.

Temp. [°C]	V [<i>mm/s</i>]	Orient.	Jeu [<i>mm</i>]	F [kN]	γ	θ
400	0,5	RD	1,7	12,2	9,0	73,7
			1,65	12,7	8,7	73,5
			1,8	11,8	9,0	74,3
	1	RD	1,7	12,0	8,9	74,1
	0,5	TD	1,7	12,0	8,4	75,1
	0,5	DD	1,7	12,0	8,5	74,4
500	0,5	RD	1,7	11,2	3,9	80,1
			1,65	11,5	3,0	79,0
			1,8	10,4	4,0	81,2
	1	RD	1,7	11,3	3,9	80,1
	0,5	TD	1,7	11,0	3,9	79,8
	0,5	DD	1,7	11,3	3,9	80,3

Ces résultats vont être comparés dans la partie suivante aux essais réalisés dans les conditions décrites au tableau 4.5.

4.2.5 Confrontation des résultats expérimentaux et numériques pour différents paramètres procédé

Comme précédemment deux types de comparaison sont réalisés : une concernant l'effort d'emboutissage lors de la mise en forme et la seconde sur la mesure des angles caractérisant le retour élastique de l'éprouvette.

4.2.5.1 Comparaison des efforts

La figure 4.13 présente l'évolution de l'effort d'emboutissage en fonction du déplacement mesuré sur le dôme de l'éprouvette pour différents paramètres procédé. L'erreur maximale donnée par le modèle numérique est inférieure à 5% (pour un déplacement de 10 *mm*) indépendamment de la température.

Les deux tableaux 4.1 et 4.5 regroupent l'ensemble des valeurs des efforts (pour un déplacement de 35 *mm*) obtenues expérimentalement et numériquement. Ainsi on peut remarquer que les efforts relevés montrent une bonne corrélation entre valeurs expérimentales et simulées. L'écart maximal à 400°C est de 0,2 *kN* soit 1,5% et de 0,3 *kN* à 500°C soit 2,5%.

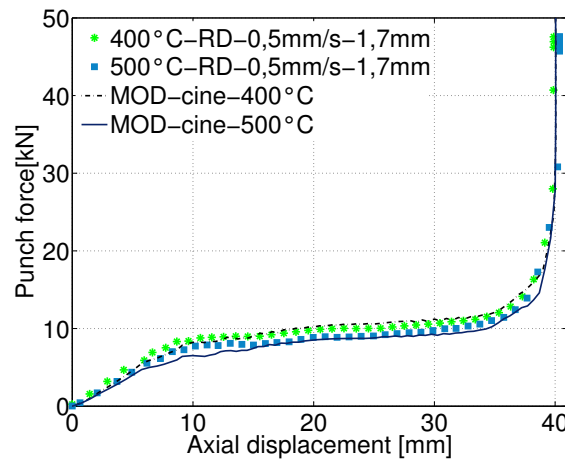


Figure 4.13 – Comparaison de l'évolution de l'effort d'emboutissage expérimental et numérique

4.2.5.2 Comparaison du retour élastique

En comparant les valeurs obtenues expérimentalement (cf. tableaux 4.2) et les valeurs numériques (cf. tableau 4.5) on remarque que le modèle de comportement identifié permet de bien reproduire les valeurs expérimentales. Ainsi à 400°C, l'erreur est inférieure à 3% et à 500°C cette erreur est réduite à moins de 1%.

4.2.5.3 Conclusion partielle

Finalement, le modèle de comportement prenant en considération l'ensemble des essais de caractérisation et notamment les essais cycliques permet de mieux décrire le comportement lors d'une opération d'emboutissage à chaud d'un alliage de titane.

Concernant le critère de plasticité, les critères anisotropes *Hill48* et *Barlat91* associés à un écrouissage cinématique sont ceux qui permettent d'obtenir les valeurs les plus proches des valeurs expérimentales (cf. tableaux 4.2 et 4.5). Le critère de *Barlat91* permet d'obtenir un compromis entre la prédiction de l'effort d'emboutissage et celle du retour élastique.

Cette partie a permis d'analyser l'influence du modèle de comportement sur les opérations d'emboutissage d'une géométrie simple. La section suivante s'intéresse à la simulation E.F. de la mise en forme d'une pièce industrielle et donc d'une géométrie complexe.

4.3 Simulation de la mise en forme de la pièce industrielle

L'emboutissage expérimental de la pièce industrielle n'a pas encore été réalisé pour que l'on puisse établir ici une comparaison entre des résultats expérimentaux et numériques. Cependant une analyse analogue à celle réalisée sur les simulations E.F. d'emboutissage d'éprouvettes technologiques est mise en œuvre. Ces simulations permettent d'une part d'étudier l'influence des paramètres procédés et matériaux et d'autre part d'établir des conditions de mise en forme optimales.

4.3.1 Cas d'étude

La pièce sélectionnée, avec les partenaires industriels du projet, présente une forme caractéristique d'une géométrie réalisée par formage superplastique [SPF](#). Elle est composée de plusieurs éléments géométriques typiques du procédé tel que : un soyage, un bossage et un embouti profond comme le montre la figure [4.14](#). Ces mêmes éléments géométriques se retrouvent dans la mise en forme par emboutissage. De fait, cette pièce est particulièrement bien adaptée à la démonstration de la faisabilité du procédé d'emboutissage à des températures inférieures à 700°C .

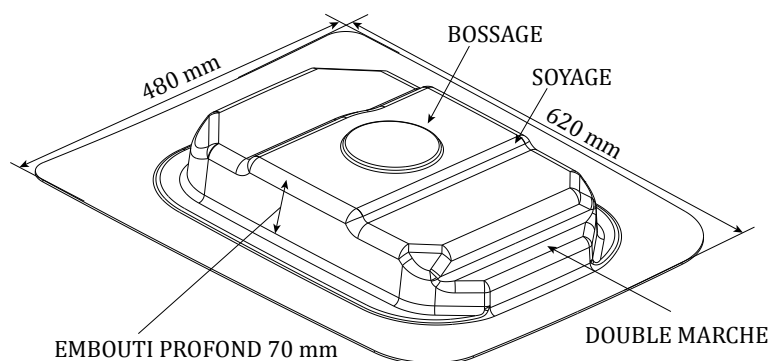


Figure 4.14 – Présentation de la géométrie industrielle

La gamme d'emboutissage, proposée par nos partenaires industriels Aurock et Loire Étude, est plus complexe que celle utilisée pour les éprouvettes technologiques. La figure [4.15](#) illustre la géométrie des outils utilisés pour permettre la mise en forme de cette géométrie. La lame-inférieure est la partie fixe de l'outillage (représentée par la géométrie de couleur bleu foncé sur la figure [4.15](#)). Le scénario considéré pour la mise en forme est le suivant (présentation graphique en annexe [C.3](#)) :

1. Descente de la lame-supérieure (géométrie bleu clair sur la fig. [4.15](#)) qui agit comme un serre-flan. Cet élément se déplace suivant l'axe vertical (axe z) afin de garantir un jeu de $0,1\text{ mm}$ entre cette dernière et le flan, soit un déplacement de 10 mm durant 10 s ;

2. Première montée de la matrice (géométrie violette sur la fig. 4.15) à travers la lame-inférieure pour réaliser le début de l'opération. Ce déplacement est réalisé suivant l'axe z durant 300 s et une distance de 50 mm ;
3. Descente du presseur (géométrie verte sur la fig. 4.15) pour mettre en forme le soyage et le bossage. Le déplacement du presseur, d'une durée de 300 s, est défini de telle sorte que la distance entre ce dernier et la matrice soit égale à l'épaisseur de la tôle, soit un déplacement de 10 mm. ;
4. Deuxième montée de la matrice pour terminer la mise en forme de la pièce. Ce dernier déplacement, d'une durée de 300 s, permet d'obtenir un jeu égal à l'épaisseur de la tôle entre la matrice et la lame-supérieure, soit un déplacement de 47 mm.

Cette combinaison de mouvement, réalisée sur une presse triple effet, permet d'optimiser l'avalement de la matière en réduisant au maximum les risques de déchirure notamment dans la double marche et les rayons. Les durées de chaque étape sont définies de telle sorte à proposer une gamme d'emboutissage courte (en comparaison au procédé SPF) tout en utilisant les propriétés visqueuses du matériau. De plus, elles permettent de considérer une gamme de vitesse de déformation, du même ordre de grandeur que celle étudiée lors de l'identification des modèles de comportement.

L'emboutissage de cette géométrie sera réalisé dans une enceinte thermique, ainsi l'hypothèse de mise en forme en conditions isothermes est considérée, et les aspects de montée et descente en température ainsi que les effets de dilatation thermique ne sont pas pris en compte. Deux températures de formage sont considérées à 400°C et 500°C .

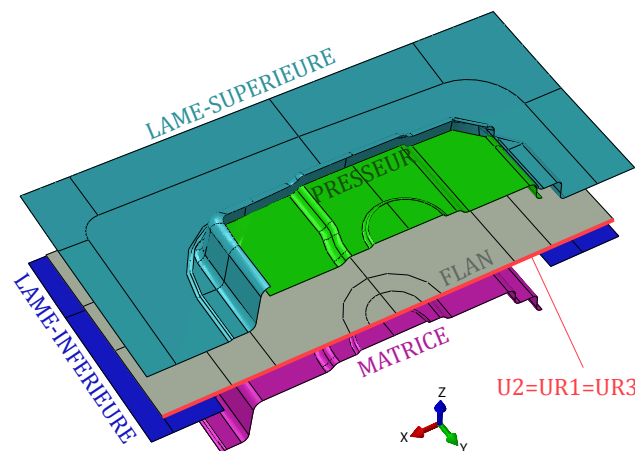


Figure 4.15 – Présentation des différents outils utilisés pour la simulation E.F. de la mise en forme de la pièce industrielle

4.3.2 Présentation du modèle élément finis

4.3.2.1 Géométrie

Le modèle E.F. considère une géométrie 3-D composée de cinq éléments : presseur, lame-supérieure, flan, lame-inférieure et matrice. Ce modèle considère la moitié des outils et de la tôle puisque l'ensemble (pièce et outillage) présente un plan de symétrie (plan xz) dans la longueur comme le montre la figure 4.15.

4.3.2.2 Maillage

Les outils sont supposés rigides comme pour la simulation des opérations d'emboutissage des éprouvettes technologiques. Ils sont également maillés avec des éléments quadrilatères linéaires à 4 nœuds (R3D4). Afin de réduire les temps de calcul sans trop dégrader la qualité des résultats, un raffinement du maillage est réalisé dans les rayons. Le ratio moyen du maillage est de 1 élément/10 mm sur les parties planes et est réduit à 1 élément/1,5 mm dans les rayons avec un minimum de 4 éléments. Une vue du maillage de l'ensemble des éléments est proposée en annexe C.4.

Le maillage du flan emploie des éléments coques minces à interpolation linéaire à 4 nœuds (S4) et 6 ddl par nœud. Afin de réduire les erreurs de calcul dans les rayons d'outils et simplifier la convergence des calculs, un raffinement du maillage dans ces zones est appliqué (cf. annexe C.4). Pour ce composant, la taille maximale des mailles est de 4 mm (partie plane) et la taille minimale est de 1,5 mm dans les zones de rayon d'outil. Comme pour l'analyse précédente sur le modèle Omega, cinq points d'intégration sont considérés dans l'épaisseur.

4.3.2.3 Comportement

Le flan est considéré comme un solide déformable et utilise un comportement élasto-viscoplastique. Le comportement élastique est défini par la loi de Hooke (eq. 3.1.2). La loi d'écoulement viscoplastique est définie par une loi de type Norton (eq. 3.1.3). La variable d'écrouissage peut être soit isotrope (eq. 3.1.6) soit cinématique (eq. 3.1.7) comme indiqué au paragraphe 3.1. Enfin la surface seuil peut être isotrope (*von Mises*, eq. 3.2.1) ou anisotrope (*Hill48*, eq. 3.2.3 ou *Barlat91*, eq. 3.2.12) comme décrit à la section 3.2. Le nom de chaque modèle de comportement, utilisé dans la suite de ces travaux, est indiqué dans le tableau 3.6.

4.3.2.4 Conditions aux Limites

Concernant les conditions aux limites, la lame-inférieure est le seul élément fixe (encastré). Le déplacement des outils correspond à la gamme d'emboutissage présentée au début de cette partie et illustré par les figures de l'annexe C.3, à savoir un pilotage en déplacement de la matrice, du poinçon et de la lame-supérieure suivant l'axe z .

4.3.2.5 Comportement aux interfaces

Le comportement mécanique aux interfaces est décrit par un contact normal et un contact tangentiel avec un modèle de frottement de type Coulomb défini par l'équation 4.2.1 comme décrit au paragraphe 4.2.1.5. En accord avec l'étude sur la mise en forme des éprouvettes technologiques, le coefficient de frottement de Coulomb varie de $\mu = 0,4$ pour 400°C à $\mu = 0,45$ pour 500°C (entre la tôle et les outils).

4.3.2.6 Résolution

Comme dans le cas des éprouvettes technologiques, une résolution quasistatique en grandes déformations est mise en oeuvre pour la simulation de la mise en forme de la pièce industrielle. La documentation en ligne Abaqus/Standard[®] fournie par SIMULIA[®] [SIMULIA] indique qu'en terme de convergence, les problèmes statiques non linéaires peuvent être instables. Elle stipule que de telles instabilités peuvent être de nature géométrique, tel un flambage, ou de nature matérielle, telle une perte de rigidité de la matière. Si l'instabilité se manifeste par une réponse de déplacement de charge globale avec une rigidité négative, le problème peut être traité comme un problème de flambage. Cependant, si l'instabilité est localisée, il y aura un transfert local de l'énergie de déformation d'une partie du modèle vers les parties voisines, et les méthodes de résolution globale pourraient ne pas fonctionner. Cette classe de problèmes doit être résolue dynamiquement ou à l'aide d'un amortissement artificiel ; par exemple, en utilisant des facteurs d'amortissement (*damping factor*). Abaqus/Standard[®] fournit un mécanisme automatique pour stabiliser les problèmes quasi statiques instables grâce à l'ajout automatique d'un amortissement proportionnel au volume du modèle.

A la vue des grandes dimensions de la pièce ($480 \times 620 \text{ mm}^2$) devant l'épaisseur ($1,6 \text{ mm}$) un facteur d'amortissement est utilisé pour permettre la convergence des calculs. Afin de vérifier que ce facteur d'amortissement ne modifiera pas les résultats de la simulation de l'opération, une analyse des énergies interne totale W_t et de stabilisation W_s est effectuée. L'énergie de stabilisation doit être négligeable devant l'énergie interne ($W_s \ll W_t$).

Enfin, l'équipement informatique utilisé pour la réalisation des calculs E.F. utilise une machine de calcul "HP[®] Z820 Workstation" équipée de deux processeurs Intel[®] Xeon[®] E5-2643 v2 3,50 GHz possédant chacun 6 cœurs et 32 Go de RAM. Une simulation numérique de mise en forme de la pièce industrielle est d'une durée moyenne de 10 heures en répartissant la charge de calcul sur 15 processeurs.

Dans la partie suivante, différents paramètres procédé et matériau sont analysés.

4.3.3 Influence de la géométrie du flan

Dans ce paragraphe, le modèle E.F. considère les deux modèles de comportement, associée au flan, (*MOD-iso*) et (*MOD-cine*).

4.3.3.1 Évolution des éléments du maillage

En considérant une opération d'emboutissage à 500°C, une première analyse des résultats montre l'influence de la forme du flan initial. En ce sens, la figure 4.16 propose une vue du maillage de la pièce à mi-course de la dernière étape de mise en forme (deuxième montée de la matrice). La simulation E.F. utilisant le modèle de comportement *MOD-cine* (figure 4.16a) ne montre aucun problème d'évolution du maillage. Cependant pour des conditions identiques, la simulation E.F. utilisant le modèle *MOD-iso* (figure 4.16b) présente un étirement critique des éléments sur le mur court (*MC*) faisant apparaître une localisation de la déformation dans cette zone. Par ailleurs, cet étirement excessif du maillage peut engendrer des erreurs de calculs.

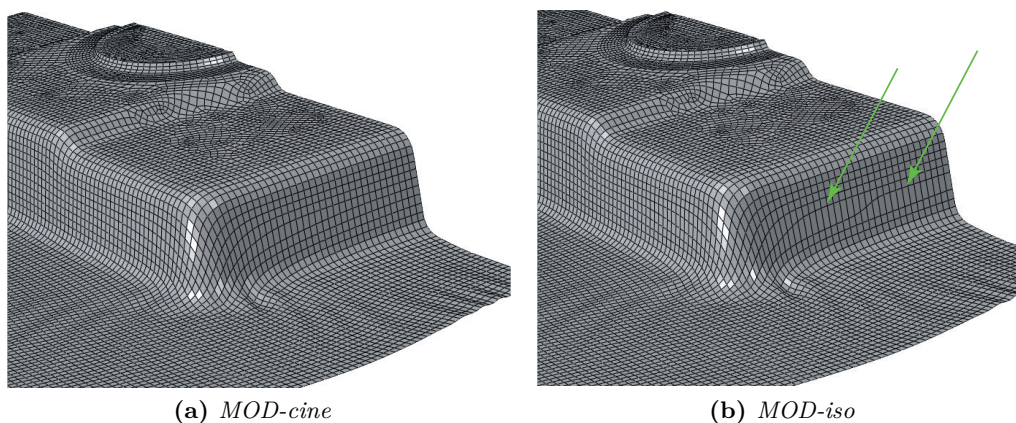


Figure 4.16 – Présentation de la déformation des éléments du maillage pour les mêmes conditions de mise en forme à mi-course de la dernière étape et les deux modèles de comportement *MOD-cine* et *MOD-iso*.

Afin de pallier à ces défauts de mise en forme, une optimisation de l'opération d'emboutissage est proposée dans le paragraphe suivant.

4.3.3.2 Géométrie du flan

A la vue des résultats précédents et pour pouvoir comparer équitablement les différents paramètres matériau et procédé, une modification du modèle E.F. s'impose. L'élongation importante des éléments dans le mur court (*MC*) provient principalement d'une retenue de matière trop importante. Deux solutions sont envisageables pour remédier à ce problème : augmentation du jeu de serre-flan et/ou optimisation de la géométrie du flan initiale.

L'augmentation du jeu de serre-flan permet de moins contraindre la matière entre le serre-flan et la lame-inférieure et ainsi diminuer les efforts de retenue. Cependant, cela augmentera inévitablement la formation de plis qui peut engendrer un rétreint plus

conséquent (notamment dans les zones de rayon) et ainsi provoquer un avalement de matière tout aussi rédhibitoire pour la pièce.

La modification géométrique du flan initial permet de réduire les zones de matière en contact entre le serre-flan et la lame-inférieure pour diminuer l'influence des efforts de retenue. Cette approche est finalement validée et discutée dans la suite de ce chapitre.

La figure 4.17 présente les deux géométries de flan utilisées pour la mise en forme de la pièce industrielle. Sur le flan octogonal, on peut remarquer que les angles de la tôle ont été retirés. Cela permet de réduire les efforts tangentiels.

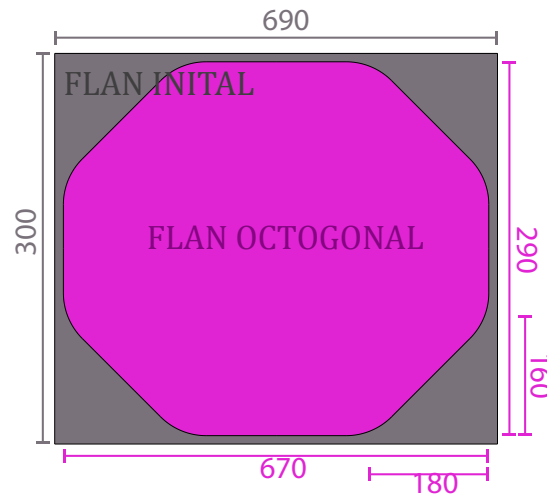


Figure 4.17 – Présentation du flan initial et octogonal.

Cette nouvelle géométrie de flan permet de simuler l'opération de mise en forme de la pièce à géométrie complexe jusqu'à la fin de la gamme d'emboutissage sans que les éléments du maillage ne présentent d'élongation unidirectionnelle importante. Ainsi, la comparaison des différents paramètres de l'étude peut être réalisée.

4.3.4 Influence de l'écouissage : *MOD-iso* / *MOD-cine*

Pour la comparaison des multiples paramètres du modèle de comportement, différentes zones sont définies afin de couvrir une large gamme de trajets de chargement. Ces cinq zones caractéristiques sont illustrées sur la figure 4.18.

Contrairement à l'analyse réalisée sur l'éprouvette technologique, les sollicitations ne sont pas principalement inscrites suivant une direction prédéfinie, c'est pourquoi l'analyse des contraintes et des déformations sont réalisées, dans une première approche, en utilisant la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} et la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} .

Dans ce paragraphe, l'influence des variables d'écouissage (*MOD-iso* et *MOD-cine*) sur l'emboutissage de la pièce est prise en considération. Pour cette comparaison, les simulations sont réalisées pour des conditions à 400°C.

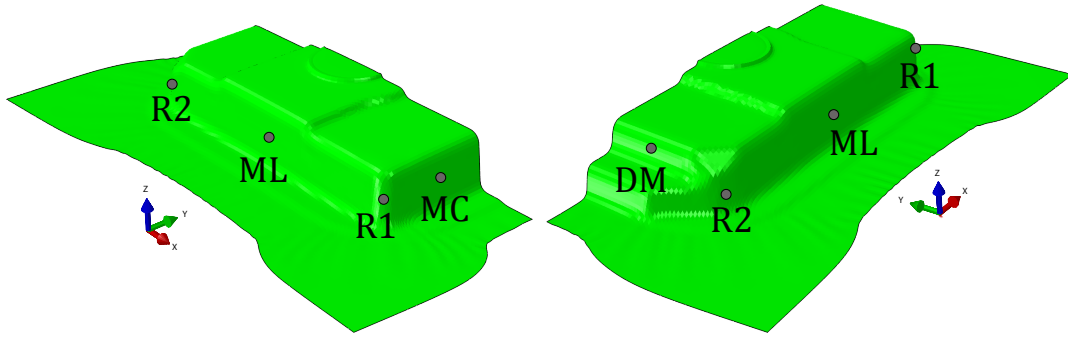


Figure 4.18 – Présentation des cinq zones choisies pour la comparaison des résultats. *ML* = Mur Long, *MC* = Mur court, *DM* = Double marche, *R1* et *R2* = Rayons.

4.3.4.1 Avalement de matière

La première remarque qui peut être formulée concerne l'avalement de matière. Effectivement, l'avancement de la matière dans l'outillage n'est pas identique suivant le type d'écouvissage utilisé comme le montre la figure 4.19. Le modèle *MOD-iso* (cf. figure 4.19 image gauche) prédit des zones où l'avalement est plus important et différent que le modèle *MOD-cine* (cf. figure 4.19 image droite). Ainsi le modèle *MOD-iso* propose un avalement maximal de 56 mm alors que l'avalement identifié par le modèle *MOD-cine* s'élève à 46 mm soit un écart de 10 mm.

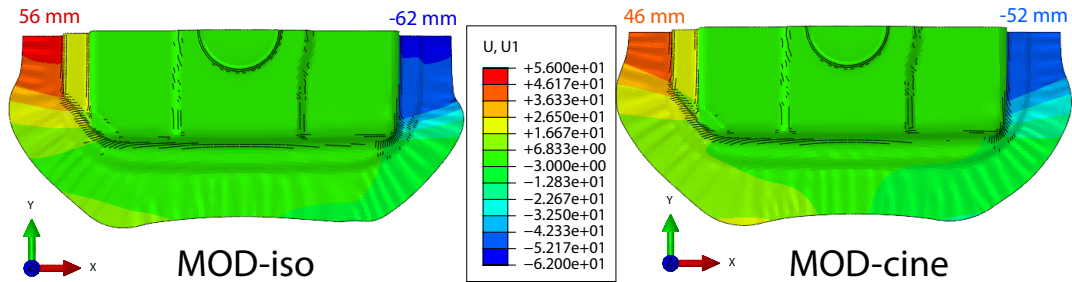


Figure 4.19 – Mise en évidence de l'avalement de matière (mm) en fonction du type d'écouvissage : *MOD-iso* à gauche et *MOD-cine* à droite à 400°C.

4.3.4.2 Contraintes - Déformations

Une seconde analyse peut être faite en observant l'évolution des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} et les déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} au cours de la mise en forme dans les différentes zones identifiées sur la figure 4.18. La figure 4.20 illustre ces évolutions. On remarque ici une forte influence, tant sur le niveau de contrainte que sur le niveau de déformation, suivant le modèle de comportement utilisé.

Pour l'ensemble des éléments étudiés, les déformations sont proportionnelles et sensiblement équivalentes pour la double marche (*DM*) et les murs (*ML* et *MC*) comme le montre les figures 4.20a et 4.20c. Dans les rayons, les déformations ne sont pas identiques mais proposent des allures semblables pour des niveaux maximums respectivement de 55% et 65% (soit un écart de 15%) pour les modèles *MOD-cine* et *MOD-iso* comme le montre la figure 4.20e. En revanche, les figures 4.20b, 4.20d et 4.20f font apparaître une forte influence du modèle de comportement sur la réponse en contrainte. Effectivement, pour la première montée en charge les deux modèles proposent des niveaux de contraintes parfaitement superposés (jusqu'à 180 s), mais lorsque le chemin de chargement devient complexe, la réponse en contraintes est fortement modifiée. Ainsi les niveaux de contraintes atteints en fin de mise en forme (900 secondes) calculés via le modèle *MOD-cine* sont supérieurs à ceux calculés via le modèle *MOD-iso*. Sur la double marche (ou les murs) ces niveaux sont respectivement de 355 MPa et 263 MPa, soit un écart de 25%, entre les deux modèles. Dans les rayons (*R1* et *R2*) le modèle *MOD-iso* propose des niveaux de contraintes supérieurs à ceux fournis par le modèle *MOD-cine*. Ces niveaux de contraintes sont respectivement de 470 MPa et 340 MPa soit un écart de près de 30%.

Ces écarts de contraintes et de déformations engendreront inévitablement des prédictions de retour élastique différentes de la pièce.

Enfin, concernant les temps de calculs, la résolution du modèle E.F. considérant le modèle *MOD-iso* requiert 9,77 heures contre 9,80 heures pour celle considérant le modèle *MOD-cine*, soit une différence de temps de calcul entre les deux méthodes inférieure à 0,5%.

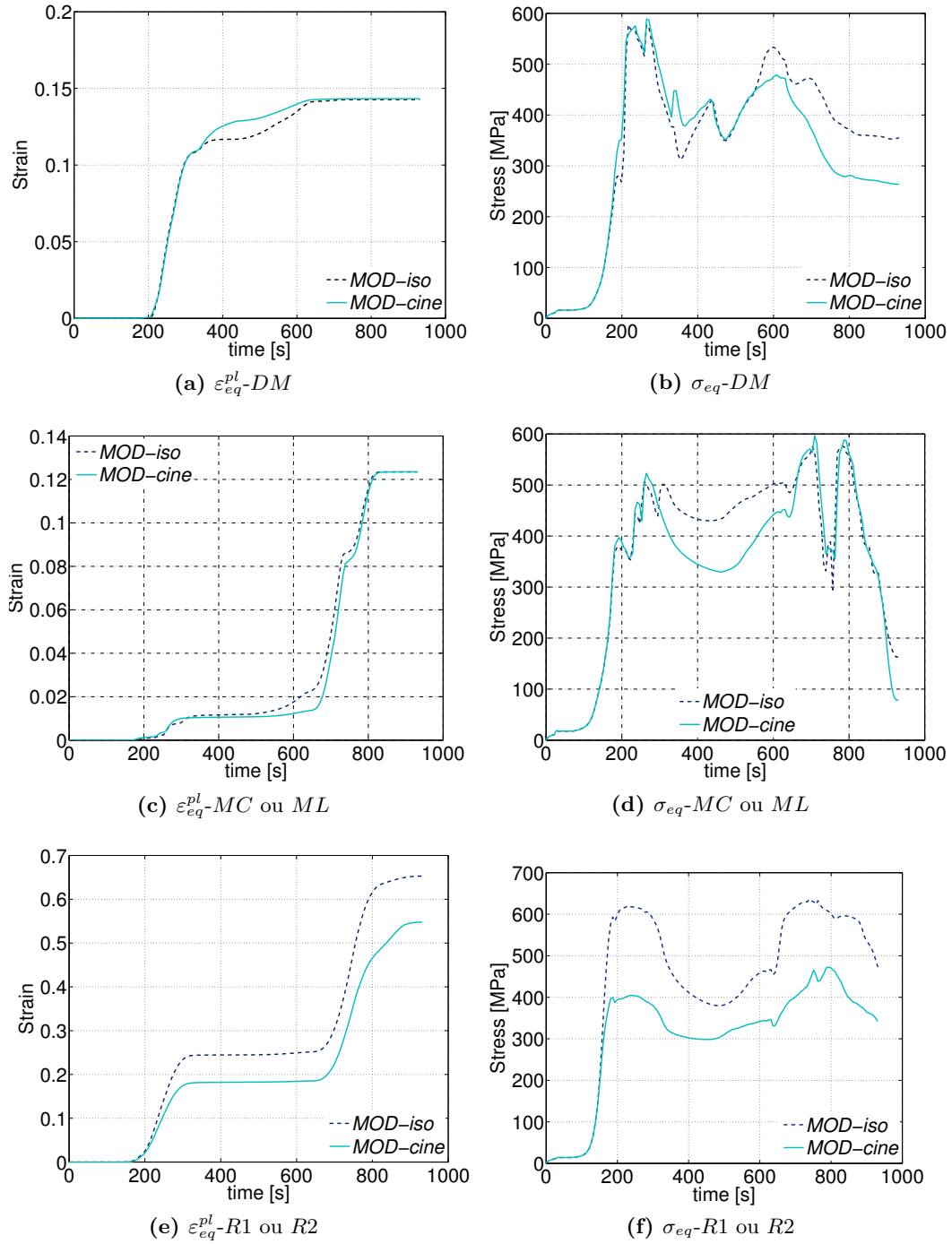


Figure 4.20 – Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction des zones définies par la figure 4.18 à 400°C.

4.3.5 Influence du critère de plasticité

L'analyse proposée ici, s'intéresse à l'influence du critère de plasticité (en considérant une loi d'évolution à écrouissage cinématique) sur la mise en forme de cette pièce à géométrie complexe. Les trois critères de plasticité considérés dans cette section sont le critère isotrope de *von Mises* ainsi que les critères anisotropes de *Hill48* et de *Barlat91*. Cela correspond aux modèles de comportement *MOD-cine*, *MOD- r_α* , *MOD- σ_α* et *MOD- $\kappa 8$* . Les résultats présentés ici considèrent une opération de mise en forme à 400°C. Les résultats à 500°C sont présentés en annexe C.5.

La figure 4.21 présente l'évolution des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} et les déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} au cours de la mise en forme dans les différentes zones identifiées sur la figure 4.18.

On peut remarquer que le choix du critère de plasticité va influencer aussi bien la réponse en déformation qu'en contrainte. Ce constat est vrai sur l'ensemble des zones étudiées. L'allure des courbes de déformations et de contraintes reste sensiblement identique mais présente des valeurs différentes.

Les niveaux de contraintes et de déformations proposés par le modèle *MOD-cine* sont supérieurs à ceux proposés par les modèles *MOD- r_α* , *MOD- σ_α* et *MOD- $\kappa 8$* . Ainsi, entre les modèles considérant un critère de plasticité de *von Mises* et de *Barlat91*, on observe un écart moyen de près de 15% tant sur le niveau de déformations que de contraintes en fin de mise en forme.

Les deux modèles de comportement anisotrope *MOD- σ_α* et *MOD- $\kappa 8$* proposent un écart maximal de déformation inférieur à 4% dans les murs (cf. fig. 4.21c) et des écarts de niveau de contraintes inférieurs à 7%.

Enfin le modèle de comportement *MOD- r_α* , considérant le critère de plasticité anisotrope de *Hill48* - r_α , propose les valeurs de déformations et de contraintes les plus faibles. En effet, il montre une chute des niveaux de déformations de près de 20% et de contraintes de près de 10% en comparaison du modèle *MOD- $\kappa 8$* .

Enfin les temps de calculs induits par la résolution du modèle E.F. utilisant le modèle *MOD-cine* sont de 9,80 heures contre 9,95 heures pour les critères anisotropes, soit une différence de temps de calcul inférieure à 2%.

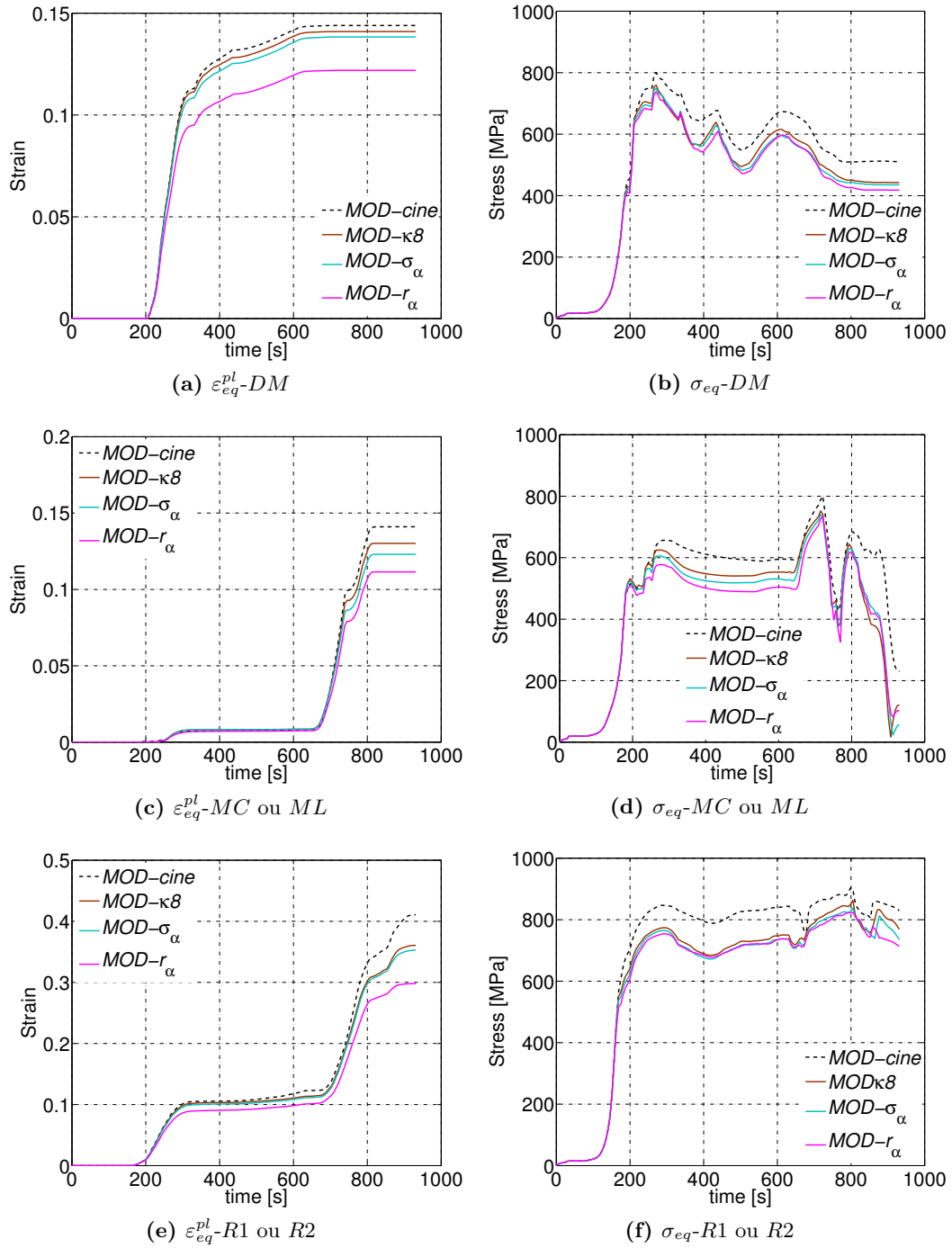


Figure 4.21 – Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction du temps des éléments définis par la figure 4.18 pour les trois critères de plasticité *von Mises*, *Hill48* et *Barlat91* à 400°C.

4.3.6 Influence de la température

Dans ce paragraphe, l'influence de la température sur la mise en forme par éléments finis est analysée. Dans ce cas, le modèle *MOD- κ 8* est étudié. Ce modèle fournit les prédictions les plus satisfaisantes pour le cas de l'éprouvette technologique. Le seul paramètre évolutif de cette analyse concerne la température de mise en forme : 400°C et 500°C.

Comme illustré précédemment, la figure 4.22 propose l'évolution des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} et les déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} au cours de la mise en forme dans les différentes zones identifiées sur la figure 4.18. Sur les figures 4.22a, 4.22c, et 4.22e on remarque que les niveaux de déformations sont sensiblement identiques et présentent des écarts pouvant atteindre 10%. Cependant les niveaux de contraintes présentés sur les figures 4.22b, 4.22d, et 4.22f montrent des écarts de près de 50%.

La figure 4.23 propose les cartographies des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} et des champs d'épaisseurs à l'étape de fin de mise en forme. Comme vu précédemment sur les graphiques de la figure 4.22, on remarque que les niveaux moyens de contraintes à 500°C (295 MPa) sont inférieurs à ceux proposés à 400°C (655 MPa). Cependant, les niveaux de déformation plastique sont sensiblement équivalents. Enfin, l'amincissement de la pièce est moins important à 500°C qu'à 400°C, avec une épaisseur minimale de 1,23 mm à 500°C et de 1,14 mm à 400°C.

Cette première partie a mis en évidence l'influence du modèle de comportement sur la simulation numérique de l'opération de mise en forme d'une pièce industrielle. La partie suivante va tenter d'établir un critère de réussite de la pièce emboutie par intégration d'une courbe limite de formage (CLF).

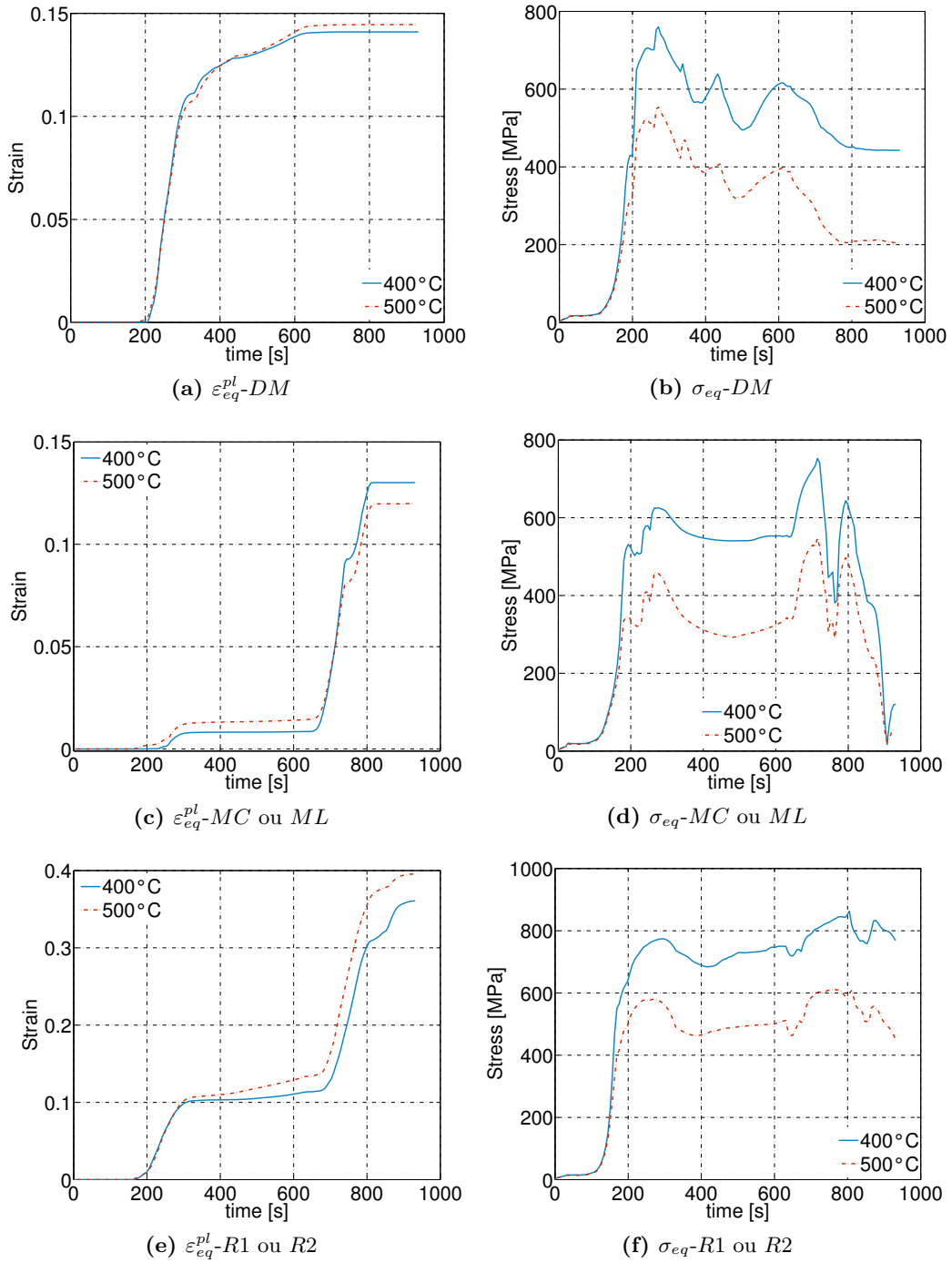
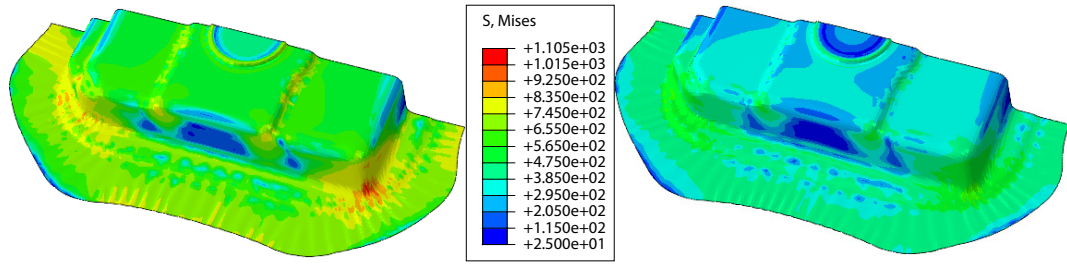
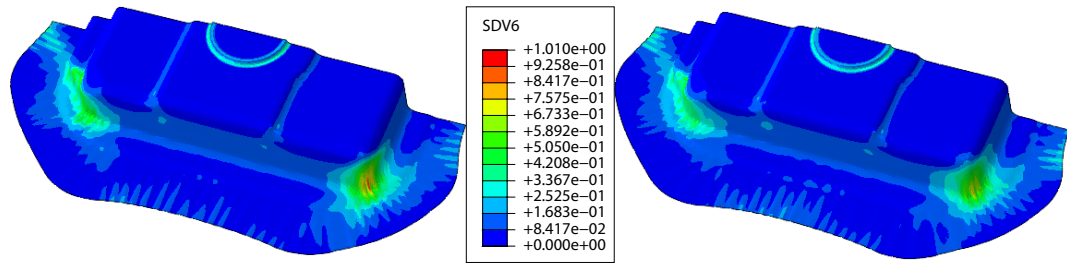


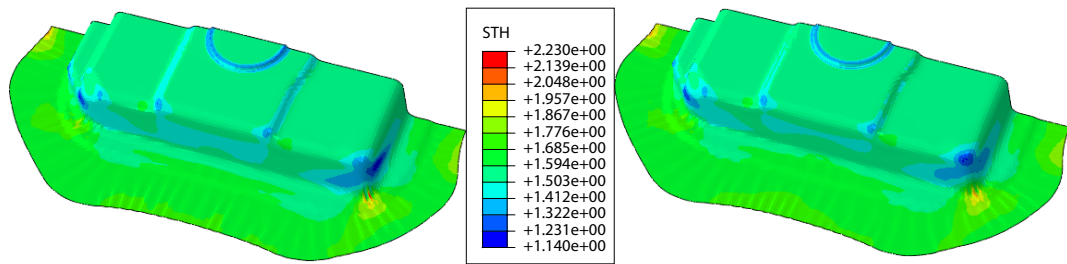
Figure 4.22 – Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction des zones définies par la figure 4.18 pour les deux températures de l'étude ($T = 400^\circ\text{C}$ et 500°C) et un modèle de comportement $MOD-\kappa 8$.



(a) Contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} (MPa)



(b) Déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl}



(c) Epaisseurs (mm)

Figure 4.23 – Cartographies des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} et des champs d'épaisseur (STH) sur la géométrie en fin d'emboutissage pour les deux températures 400°C (à gauche) et 500°C (à droite) et un modèle de comportement *MOD- κ 8*.

4.3.7 Limite de formabilité

Cette dernière partie propose un critère d'emboutissabilité de la pièce industrielle de cette étude. Ce critère s'appuie sur les simulations numériques précédentes associées à l'utilisation d'une Courbe Limite de Formage (CLF). N'ayant pas réalisé d'essais propres à la détermination de CLF ou identifié de modèles d'endommagement, nous avons choisi d'utiliser des données issues de l'analyse bibliographique.

4.3.7.1 Identification de la CLF

Comme indiqué dans le chapitre 1 au paragraphe 1.3.4, Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] et Odenberger et al. [Odenberger+2013a] ont identifié des courbes limite de formage (CLF) pour leur alliage Ti-6Al-4V respectif à une température de 400°C. Cette courbe définit les niveaux de déformations critiques dans le diagramme des déformations principales $\varepsilon_1 - \varepsilon_2$. Dans la suite de cette étude, nous choisissons d'utiliser la CLF identifiée par Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] car l'identification de cette courbe utilise un plus grand nombre de points expérimentaux.

Afin de pouvoir utiliser cette CLF, un travail de recalage est nécessaire. Les essais de caractérisation du comportement, présentés au chapitre 2, utilise la corrélation d'images numériques (paragraphe 2.3.2) pour l'identification des déformations dans le plan. Cette technique permet d'identifier la striction (paragraphe 2.3.2.4) au travers d'une analyse des champs de déplacements. Grâce à cette analyse, il est possible d'identifier les déformations ε_1 et ε_2 lors de la striction de l'éprouvette comme le montre la figure 4.24 pour les trois vitesses de déformation et les deux températures : figure 4.24a à 400°C et figure 4.24b à 500°C. De plus, lors de la mise en forme de la pièce industrielle, les vitesses de déformation sont strictement inférieures à 10^{-3}s^{-1} . La courbe identifiée par Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] est donc translatée suivant ε_1 pour obtenir une intersection entre cette dernière et le point identifié pour une vitesse de déformation de 10^{-3}s^{-1} .

4.3.7.2 Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle

Grâce aux simulations E.F. de la mise en forme de la pièce industrielle, les déformations principales maximales ε_1 et minimales ε_2 peuvent être identifiées. La figure 4.25 présente ces déformations pour les trois dernières étapes (voir paragraphe 4.3) de la mise en forme. Dans ce cas, le modèle de comportement *MOD- κ 8* à 500°C est utilisé. Les résultats pour la mise en forme à 400°C sont présentés en annexe C.6.

Au travers de cette analyse de la formabilité de la pièce à la fin de chaque étape, on remarque que les zones de la pièce qui seraient susceptibles d'aboutir à une rupture correspondent au bossage circulaire et au rayon proche de la double marche. Cette rupture apparaît dès la fin de la troisième étape.

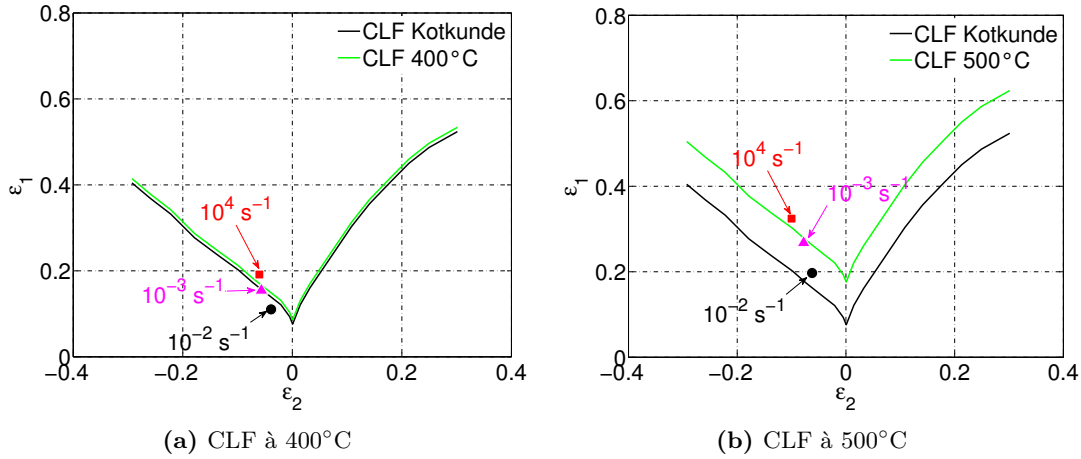


Figure 4.24 – Présentation des courbes limite de formage identifiées par Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] et recalées sur les résultats de notre étude.

Cependant, comme le stipule Col [Col2011b] et Hosford [Hosford+2014], l'identification des courbes limite de formage dépend d'un grand nombre de paramètres et notamment des épaisseurs des tôles. Ils indiquent dans leurs travaux que, pour des aciers, lorsque l'épaisseur de la tôle augmente, les niveaux de déformations augmentent également. L'étude de Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] est réalisée sur une tôle Ti-6Al-4V d'une épaisseur de 0,9 mm. L'épaisseur de la tôle de notre étude étant de 1,6 mm, on pourrait supposer que la courbe limite de formage liée à notre matériau soit plus conservatrice que celle identifiée avec la méthode décrite au paragraphe 4.3.7.1. De plus, comme indiqué dans l'analyse bibliographique (figure 1.15), les trajets de chargement ont une forte influence sur la position de la CLF. Pour des opérations de mise en forme multipasses, comme celles considérées ici, ce type d'analyse permet de donner un critère d'ordre qualitatif mettant en évidence les zones susceptibles de rompre ainsi que les étapes de la mise en forme qui sont les plus critiques. Ces résultats amènent donc à proposer une modification des rayons de bossage et de la double marche. Des résultats plus quantitatifs nécessiteraient une étude complémentaire afin d'identifier la CLF en accord avec nos pièces (épaisseurs, microstructure, ...) et notre procédé (trajets de chargement, vitesses de chargement, ...) en utilisant des méthodes comme celles proposées par Cayssials [Cayssials1998] ou Abspoel et al. [Abspoel+2013].

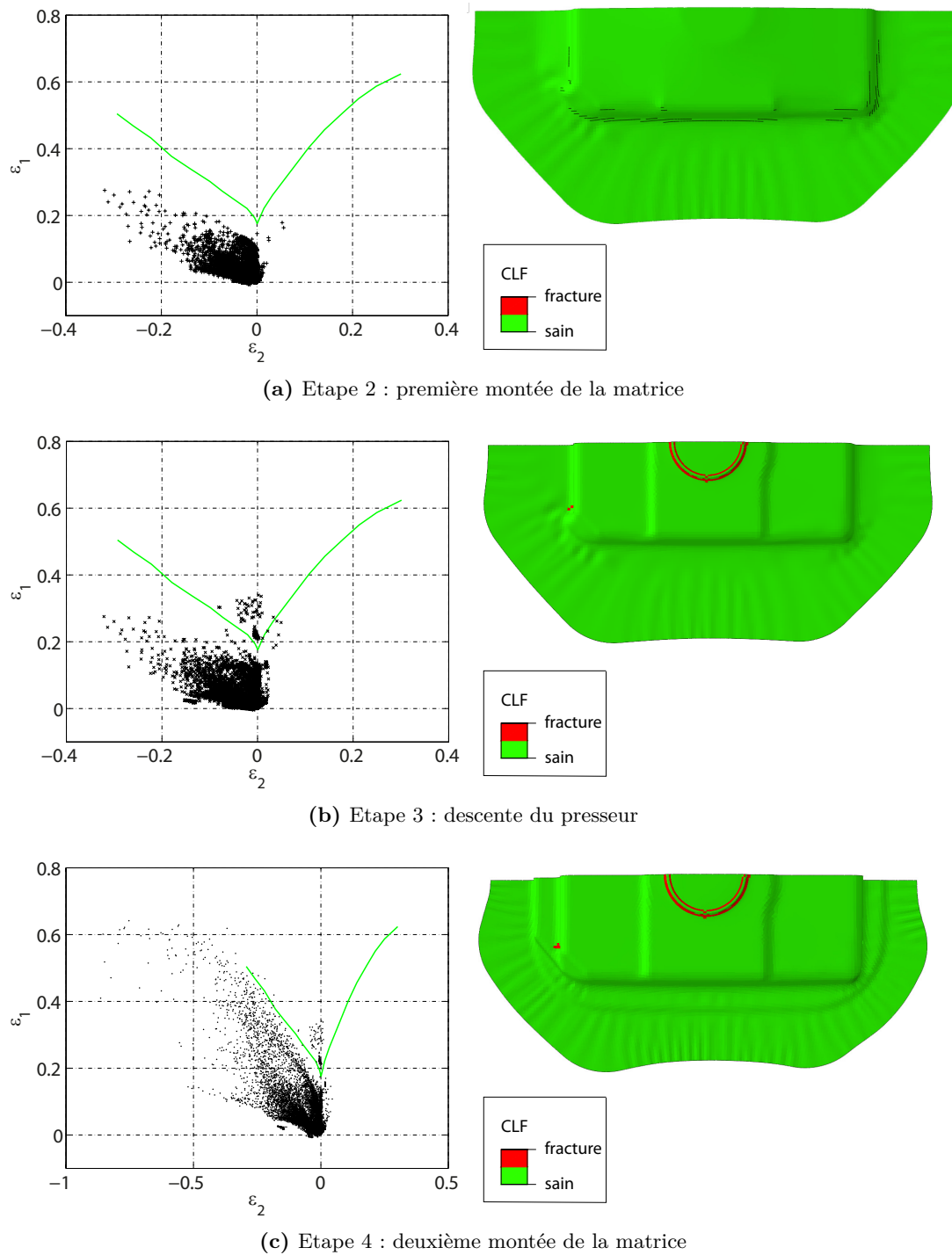


Figure 4.25 – Présentation des déformations de la pièce industrielle pour les trois étapes de mise en forme dans le diagramme des déformations principales (à gauche) et sur la géométrie (à droite) à 500°C et utilisant un modèle de comportement $MOD-\kappa 8$

Conclusion Chapitre 4

Dans ce chapitre, des comparaisons entre des opérations de mise en forme expérimentales et numériques d'une géométrie Omega ainsi que la simulation E.F. de l'opération d'emboutissage d'une géométrie industrielle sont discutées. Les simulations E.F. effectuées sur une éprouvette technologique et sur la pièce industrielle ont mis en évidence l'influence significative de plusieurs paramètres matériau et procédé.

Mise en forme d'éprouvettes technologiques

La mise en forme expérimentale des éprouvettes technologiques a montré que la vitesse d'emboutissage et l'orientation de la tôle n'ont qu'une faible influence sur la réponse en effort de poinçon (inférieur à 2%) ou sur le retour élastique (inférieur à 3%) comme le montrent les tableaux 4.1 et 4.2. A contrario, la température et le jeu de serre-flan font apparaître des effets non négligeables. Ainsi, lorsque la température de mise en forme croît ou que le jeu de serre-flan augmente, les efforts mis en jeu sont de moindre importance (réduction de 10%) et le retour élastique tend à diminuer (réduction de 8%).

Une comparaison des résultats expérimentaux et numériques concernant l'effort de mise en forme et le retour élastique de la pièce est proposée. Les modèles numériques considèrent plusieurs modèles de comportement identifiés au chapitre 3. A la suite de cette comparaison, le modèle de comportement *MOD- κ 8* fournit le meilleur compromis entre la prédiction de l'effort d'emboutissage et celle du retour élastique de la pièce après mise en forme. Ainsi les écarts que proposent les simulations numériques sont inférieurs à 1% sur l'effort et à 2% sur les angles quantifiant le retour élastique de la pièce comme l'illustrent les tableaux 4.2 et 4.5.

Les différences de résultats obtenues en considérant les deux modèles de comportement *MOD-iso* ou *MOD-cine* sur le retour élastique sont expliquées par les trajets de chargement non-monotones observés sur la mise en forme du mur de l'éprouvette (cf. figure 4.12). Ces prédictions, dépendantes du modèle de comportement, vont inévitablement conduire à des prédictions de contraintes résiduelles différentes influençant directement le retour élastique. Le modèle de comportement *MOD- κ 8* s'avère donner les résultats les plus proches des mesures expérimentales aussi bien sur les niveaux d'effort d'emboutissage que sur la prédiction du retour élastique.

Pièce industrielle

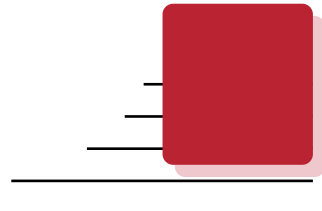
L'emboutissage des pièces industrielles n'a pas encore pu être réalisé par nos partenaires. Cependant une étude numérique des différentes étapes de l'opération d'emboutissage permet d'identifier les paramètres les plus influents. Ainsi, l'analyse de l'évolution des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} ,

des épaisseurs ou des déplacements du flan permet de discuter l'influence de plusieurs paramètres procédés et matériaux.

En observant l'influence des variables d'écrouissage, on s'aperçoit que, pour des conditions de procédé de mise en forme et de géométrie de flan identique, le modèle *MOD-iso* prédit une localisation importante de la déformation dans le mur court laissant penser à une déchirure de la tôle alors que cette localisation est nettement moins importante avec le modèle *MOD-cine* (cf. figure 4.16). Il apparaît donc important de vérifier les trajets de chargement induits dans le matériau lors de la mise en forme afin d'identifier une loi de comportement adaptée au procédé choisi. Selon les modèles considérés, les écarts de contraintes et de déformations peuvent respectivement atteindre près de 25% et 15% comme le montre la figure 4.20.

L'influence du critère de plasticité est tout aussi importante. En observant les niveaux de contraintes et de déformations au cours de la mise en forme (cf. figure 4.21), on remarque que les écarts proposés par un critère de plasticité isotrope et anisotrope peuvent atteindre 25% sur le niveau de contraintes et 20% sur le niveau de déformations. La méthodologie d'identification des paramètres des critères de plasticité va également influencer la réponse en contrainte et déformation. Ainsi des écarts de 30% sur le niveau de contraintes et de 20% sur le niveau de déformations sont observés entre les modèles *MOD- r_α* et *MOD- κ_8* .

Une confrontation entre les résultats expérimentaux et numériques permettrait de valider l'approche et de statuer sur la validité du modèle de comportement *MOD- κ_8* . Cette comparaison pourrait être réalisée en comparant les retours élastiques géométriques de la pièce, comme pour l'éprouvette technologique, mais également en mesurant l'épaisseur de la tôle en divers points caractéristiques ainsi que les déplacements de certains points considérés sur le pourtour du flan initial.



Conclusion générale et Perspectives

Conclusion Générale	145
Caractérisation et comportement mécanique	146
Étude en grandes déformations par DIC	146
Caractérisation cyclique en petites déformations	146
Modélisation du comportement mécanique	147
Variables d'écrouissage	147
Simulation numérique du procédé d'emboutissage à chaud	147
Validation de l'emboutissage d'éprouvettes technologiques	147
Application à une pièce industrielle	148
Perspectives	148
Mesure par DIC	148
Élargissement de la base de résultats	149
Extension à la mise en forme anisotherme	149
Conditions de refroidissement	149
Coefficient de frottement	149
Limites de formabilité	150

Conclusion Générale

Ces travaux de thèse sont réalisés en collaboration avec deux partenaires industriels Aurock et Loire Etude. L'objectif de ce projet concerne le développement d'un procédé d'emboutissage à hautes températures offrant des capacités d'allongement permettant la réalisation d'emboutis complexes tout en limitant la température de mise en forme à des niveaux inférieurs ($T = 400^{\circ}\text{C}$, 500°C) de ceux considérés en formage à chaud ($T = 730^{\circ}\text{C}$, 880°C). Cette configuration permet à la fois de réduire l'impact environnemental

en abaissant la température de formage et d'augmenter les cadences de production en comparaison au procédé [SPF](#).

Ce manuscrit présente une contribution à l'étude du comportement de l'alliage de titane Ti-6Al-4V dans des conditions d'emboutissage à des températures de $T = 400^{\circ}\text{C}$, 500°C . Pour répondre aux problématiques scientifiques liées à cette étude, une approche de caractérisation classique mais utilisant des méthodes innovantes est proposée. Les conclusions de ces divers travaux de caractérisation, modélisation et simulation [E.F.](#), ont permis de proposer un modèle de comportement élasto-viscoplastique anisotrope permettant de décrire le comportement mécanique de l'alliage aux températures considérées lors d'opérations d'emboutissage.

Caractérisation et comportement mécanique

La caractérisation de l'alliage de l'étude a été réalisée à l'aide de deux bancs d'essais mécaniques dédiés aux grandes ([GD](#)) et petites ([PD](#)) déformations. Les essais en grandes déformations sont réalisés en traction monotone uniaxiale pour identifier l'écrouissage du matériau jusqu'à striction. La caractérisation en petites déformations est effectuée en sollicitation cyclique, de traction-compression ou compression-traction, pour permettre l'identification de l'évolution de l'écrouissage sur un trajet de chargement complexe.

Étude en grandes déformations par DIC

Les essais menés en grandes déformations ont nécessité l'utilisation de la corrélation d'images numériques (*Digital image correlation* [DIC](#)) pour l'identification des déformations dans le plan. Cette méthode de mesure utilise un marquage de la surface de l'éprouvette qui a été réalisé, dans cette étude, par anodisation (cf. figure [2.9](#)). Cette technique innovante a fourni des résultats très satisfaisants et parfaitement adaptés à nos conditions d'essais. Cette étude a permis d'identifier la température optimale de mise en forme en étudiant l'évolution des champs de déformations au cours de l'essai. De plus, cette analyse permet de localiser précisément le moment de l'apparition de la striction et ainsi évaluer l'allongement du matériau pour différentes conditions de chargement. En outre, la mesure des champs de déformations du plan de l'éprouvette permet l'identification de l'évolution du coefficient d'anisotropie au cours d'un essai de traction (cf. figure [2.15](#)). Enfin, le plan d'expériences réalisé a permis de quantifier et de qualifier la sensibilité du matériau à la température (cf. figure [2.12](#)), à la vitesse de déformation (cf. figures [2.14a](#) et [2.16a](#)) et à l'orientation de la sollicitation (cf. figures [2.14b](#) et [2.16b](#)).

Caractérisation cyclique en petites déformations

L'étude en petites déformations utilise des moyens de mesure de la déformation plus conventionnels (extensomètre). L'analyse des résultats des essais en traction - com-

pression et compression - traction permet de mettre en évidence un effet d'écrouissage cinématique important (cf. figure 2.19). De plus, ils montrent qu'à ces températures, le matériau présente un comportement symétrique en traction et en compression (cf. 2.20) contrairement à ce que d'autres auteurs observent à plus basses températures. Enfin, les essais de traction - relaxation (cf. figure 2.22) mettent en évidence les effets visqueux du matériau.

Modélisation du comportement mécanique

Les essais de caractérisation ont permis l'identification de plusieurs modèles de comportement élasto-viscoplastiques. Ces lois sont composées d'une part élastique (loi de Hooke eq. 3.1.2) et d'une part viscoplastique (loi de Norton 3.1.3). La surface de charge est décrite par un critère de plasticité isotrope (*von Mises* eq. 3.2.1) ou des critères de plasticité anisotrope (*Hill48* eq. 3.2.3 ou de *Barlat91* eq. 3.2.12). L'évolution de cette surface est introduite par des variables d'écrouissage isotrope (eq. 3.1.8) ou cinématique (eq. 3.1.9). Les différents essais de caractérisation ont permis l'identification de l'ensemble des paramètres des modèles de comportement *MOD-iso*, *MOD-cine*, *MOD- r_α* , *MOD- σ_α* , *MOD- κ_8* (cf. figure 3.5).

Variables d'écrouissage

Le choix de la variable d'écrouissage va dépendre des trajets de chargement que subit la tôle au cours de l'opération d'emboutissage. Dans le cas présent, le cycle défini sera de type traction-compression ou compression-traction. L'étude montre qu'un modèle considérant une somme de trois variables d'écrouissage cinématique associées à un terme de restauration statique et un critère de plasticité anisotrope fournit les meilleures prédictions compte tenu de la gamme de sollicitation considérée (cf. figures 3.6, 3.7, 3.8, 3.9 et 3.10). L'étude de sensibilité du critère de plasticité, montre que le critère anisotrope de *Barlat91* permet d'obtenir de meilleurs résultats que ceux de *von Mises* ou de *Hill48* indépendamment de la méthode d'identification (cf. figures 3.3 et 3.4).

Simulation numérique du procédé d'emboutissage à chaud

Ces lois de comportement sont implantées dans le code de calcul E.F. Abaqus/Standard 6.14[®] par un sous programme UMAT généré à partir de la librairie Zset[®]. Différentes simulations sont conduites afin d'étudier l'influence de plusieurs paramètres matériaux et procédés. Deux études principales sont menées, la première concerne la simulation numérique de la mise en forme d'éprouvettes technologiques et la seconde aborde celle d'une pièce industrielle.

Validation de l'emboutissage d'éprouvettes technologiques

L'analyse expérimentale de la mise en forme d'éprouvettes technologiques (cf. figure 4.1) a montré une influence marquée de la température et du jeu de serre-flan (cf.

tableau 4.1). Ainsi, lorsque la température de mise en forme croît ou que le jeu de serre-flan augmente, les efforts mis en jeu sont de moindre importance. Une comparaison des données expérimentales et numériques concernant l'effort de mise en forme et le retour élastique de la pièce est proposée. Elle montre que le modèle de comportement considérant une loi élasto-viscoplastique à évolution cinématique et le critère de plasticité anisotrope de *Barlat91* est le plus représentatif (cf. tableau 4.4 et figure 4.13).

Application à une pièce industrielle

Suite à cette analyse sur une géométrie simple, la simulation E.F. de l'emboutissage d'une géométrie complexe correspondant à une pièce industrielle en développement (cf. figure 4.14) est proposée. Ainsi l'observation de l'évolution des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} , et les cartographies d'épaisseurs ou de déplacements permet de comparer les résultats fournis par les différents modèles de comportement (cf. figures 4.19, 4.20, 4.21 et 4.23). Le choix de la variable d'écrouissage, pour des conditions de procédé et de géométrie identique, va engendrer des prédictions différentes (cf. figure 4.16).

Les résultats des essais industriels seront prochainement comparés à ceux issus des simulations numériques.

Perspectives

Cette contribution aux travaux de mise en forme de l'alliage de titane Ti-6Al-4V peut être approfondie suivant différents axes de recherche. Ainsi, afin de re-considérer certaines hypothèses ou simplifications faites dans cette étude, des améliorations du modèle de comportement et des modèles éléments finis peuvent être envisagées suivant différentes approches.

Mesure par DIC

Une première approche concerne les essais grandes déformations. Ils utilisent une technique de mesure des déformations par corrélation d'images numériques réalisée en milieu isotherme pour des conditions de températures élevées. L'identification du champ de déformation va directement dépendre de la qualité des images captées par le banc de corrélation. Durant l'acquisition des images, ces dernières peuvent subir des distorsions du fait de l'environnement thermique. Dans ce contexte, des travaux de recherches pourraient être réalisés afin de quantifier l'importance des erreurs de mesure liées aux effets de champs convectifs, à la qualité des composants du banc de corrélation et aux éléments disposés entre l'élément à observer et l'objectif. Par exemple, Jones et al. [Jones+2017] proposent des solutions afin de contrôler les effets convectifs pour connaître l'erreur de mesure et ainsi la prendre en compte dans le post-traitement.

Élargissement de la base de résultats

La base des essais de traction menés en grandes déformations pourrait être élargie par une analyse suivant différents angles (15° , 30° , 60° , 75°) de sollicitation. Ces essais complémentaires permettraient de compléter l'étude menée sur les critères de plasticité anisotrope. Par ailleurs, des essais de caractérisation en sollicitations multi-axiales (par exemple bi-expansion) permettraient également d'analyser les réponses fournies par ces critères pour des trajets de chargement plus complexes.

Extension à la mise en forme anisotherme

Les modèles de comportement identifiés dans ces travaux présentent des formulations isothermes faisant l'hypothèse que la température de mise en forme est parfaitement uniforme tout au long du procédé, or la réalité est plus complexe quelle que soit l'étape du procédé considérée. Durant l'étape de mise en forme, des différences de température entre la tôle et les outils peuvent conduire à des inhomogénéités de température sur la tôle qu'un modèle de comportement anisotherme pourrait prendre en compte. Ainsi, une première approche serait de créer un modèle de comportement dont les coefficients sont thermiquement dépendants. Cette hypothèse conduit également à une étude plus approfondie des transferts thermiques entre la tôle et les outils nécessitant par exemple la détermination de paramètres supplémentaires comme la résistance thermique de contact.

Conditions de refroidissement

Une étude du comportement de l'alliage pour des conditions de refroidissement maîtrisées permettrait de pouvoir quantifier précisément le retour élastique de la pièce en considérant un comportement thermoélastique. Cette dernière analyse permettrait d'améliorer la démarche d'ingénierie virtuelle pour la conception de la gamme d'emboutissage. La définition géométrique d'un outil compensé serait alors envisageable pour mieux préparer la réalisation d'une pièce offrant une géométrie conforme.

Coefficient de frottement

D'un point de vue mécanique, cette étude n'a pas pu apporter des mesures précises du coefficient de frottement tôle / outil. En effet, ce dernier a été calibré afin d'améliorer la corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques tout en restant en accord avec les valeurs de la bibliographie. Afin de valider la valeur de ce paramètre μ , il faudrait réaliser une analyse plus poussée en ce sens en s'appuyant sur les techniques expérimentales de la littérature. Dohda et al. [Dohda+2015] ou Ynagida et al. [Ynagida+2009] proposent dans leurs travaux l'identification d'un coefficient de frottement pour un couple matériaux avec différentes techniques expérimentales.

Limites de formabilité

Finalement, dans un souci d'amélioration de la prédiction de la mise en forme, l'identification de courbes limites de formage (CLF) permettrait de prévoir numériquement l'échec ou la réussite de la mise en forme de la pièce. L'identification de ces courbes semble complexe. De plus, la réalisation d'essais peu conventionnels est nécessaire. Ainsi, Col [Col2011b] propose différents essais : expansion équilibriale ou dissymétrique par gonflage à poinçon gazeux, traction plane par des essais Nakazima ou Marciniak, cisaillement pur, Chaque essai permet d'identifier un point sur le diagramme des déformations principales. Ce diagramme, une fois établi, définit les différentes zones de succès, striction et rupture. Cependant, cette nouvelle caractérisation devrait être réalisée à hautes températures et prendre en considération les effets d'anisotropie du matériau et de trajet de chargement complexe. L'utilisation d'autres critères permettant la validation de la mise en forme serait également envisageable [Abspoel+2013; Cayssials1998].

Une approche alternative consisterait à coupler le modèle de comportement à une loi d'endommagement afin d'évaluer, au cours de la mise en forme, les zones de la tôle susceptibles de présenter un risque de déchirure. Plusieurs travaux ont mis en œuvre ce type d'approches s'inscrivant dans le cadre de la mécanique des dommages continus, on peut par exemple citer les ouvrages de Lemaitre et Desmorat[Lemaitre+2005] ou de Saanouni [Saanouni2012].



Annexes

ANNEXE CHAPITRE 2

A.1	Digital Image Correlation	153
	Paramétrage de la mesure par DIC	153
	Les erreurs de mesure	154
A.2	Résultats des essais de traction grandes déformations	156
	400°C	156
	Courbes d'écrouissage	156
	Coefficients d'anisotropie	157
	500°C	158
	Courbes d'écrouissage	158
	Coefficients d'anisotropie	159

A.1 Digital Image Correlation

Paramétrage de la mesure par DIC

Pour la détermination du champ de déplacement observé entre deux incréments de temps, les réglages suivants ont été appliqués dans le logiciel VIC-2D® :

1. Définition de la zone d'intérêt (region of interest : ROI^1),
2. Division de cette ROI en imagerie (*subset*),
3. Minimisation du coefficient de corrélation.

La figure A.1 illustre la définition du ROI ainsi que du *subset* sur une éprouvette. La mesure du déplacement est réalisée sur toute la partie utile de l'éprouvette pour

1. Region of interest

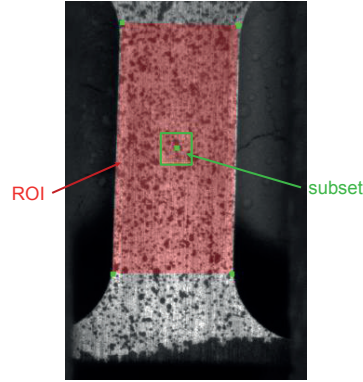


Figure A.1 – Représentation du réglage des paramètres de *ROI* et de *subset*

une imagerie de grande taille ($ROI = 440 \times 840$ pixels, $subset = 30 \times 30$ pixels et $1 \text{ pixel} = 18\mu m$). La taille de l'imagerie est définie de telle sorte que la valeur du déplacement soit moyennée sur une "grande" zone de l'éprouvette permettant ainsi de s'affranchir d'une partie des erreurs engendrées par le bruit de mesure. La mesure de la déformation est donc une valeur scalaire défini par un subset.

Les paramètres de corrélation sont identiques pour l'ensemble du plan d'expérience réalisé excepté la fréquence d'acquisition. Elle varie en fonction de la vitesse de déformation afin de garantir un échantillonnage suffisant :

- $10 - 2s^{-1} : f = 13im/s$
- $10 - 3s^{-1} : f = 5im/s$
- $10 - 4s^{-1} : f = 1im/s$

Les erreurs de mesure

Le calcul de l'erreur de mesure permet de mettre en évidence l'erreur commise par le logiciel VIC-2D[®] lors de l'identification des champs de déplacement et par conséquent lors du calcul du champ de déformation. La précision d'une mesure réalisée par corrélation d'images est définie par l'équation A.1.1 et le schéma de la figure A.2.

$$précision = justesse + fidélité \quad (A.1.1)$$

Pour vérifier cette équation nous avons considéré un déplacement imposé (dans ce cas un déplacement nul) ce qui permet de pouvoir comparer simplement la déformation calculée à la déformation théorique (dans ce cas nulle). Les images ont été capturées à une fréquence de 1 Hz durant 2 minutes après stabilisation de la température. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure A.3.

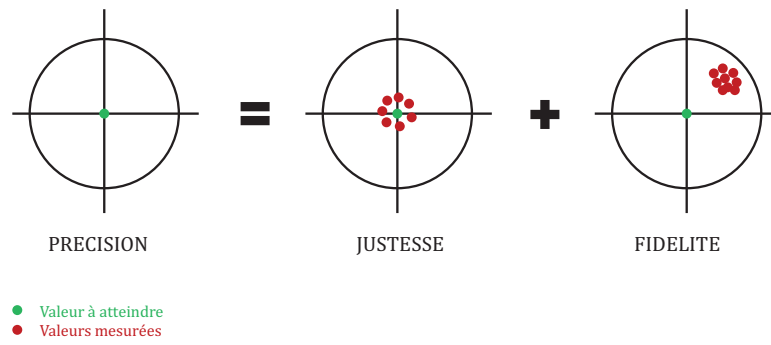


Figure A.2 – Représentation schématique de l'équation A.1.1

Dans ce cas, on remarque que les valeurs de déformations obtenues avec la mesure de déformation, pour notre configuration, montrent une bonne précision et plus précisément une bonne fidélité. En effet, en regardant les coefficients de la droite de linéarisation des données expérimentales, la pente de la droite est très proche de zéro ce qui implique que la majorité des valeurs sont de la même grandeur. Par contre, la justesse est déviée de $1,6 \cdot 10^{-3}$. Afin de pouvoir corriger ce phénomène, il suffit de réaliser un blanc pour chaque essai puis de retirer cette erreur de mesure lors de l'analyse des résultats.

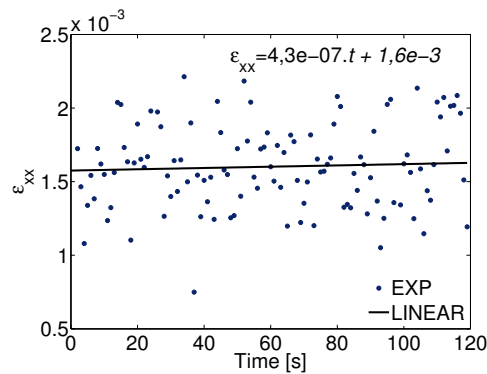


Figure A.3 – Graphe déformation axiale ε_{xx} en fonction du temps pour le calcul de l'erreur de mesure

A.2 Résultats des essais de traction grandes déformations

400°C

Courbes d'écrouissage

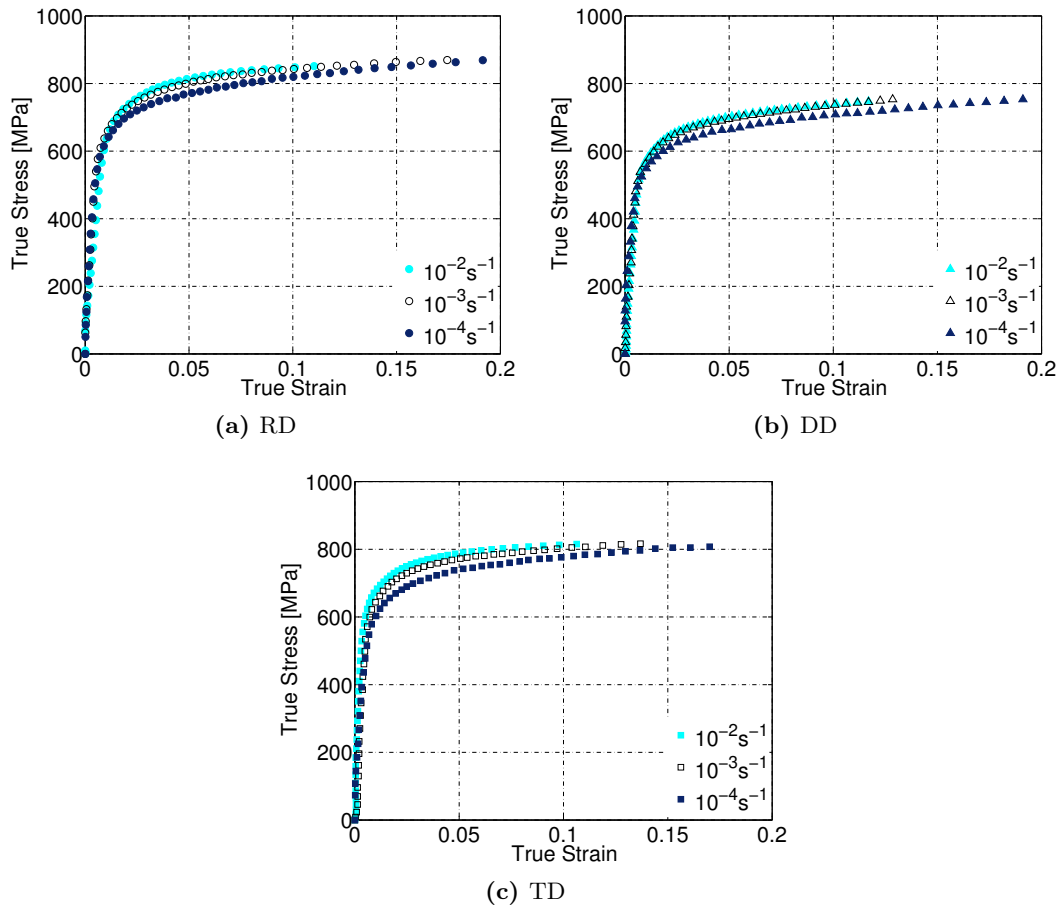


Figure A.4 – Effet de la vitesse de déformation. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour trois vitesses de déformation : 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 400°C.

Coefficients d'anisotropie

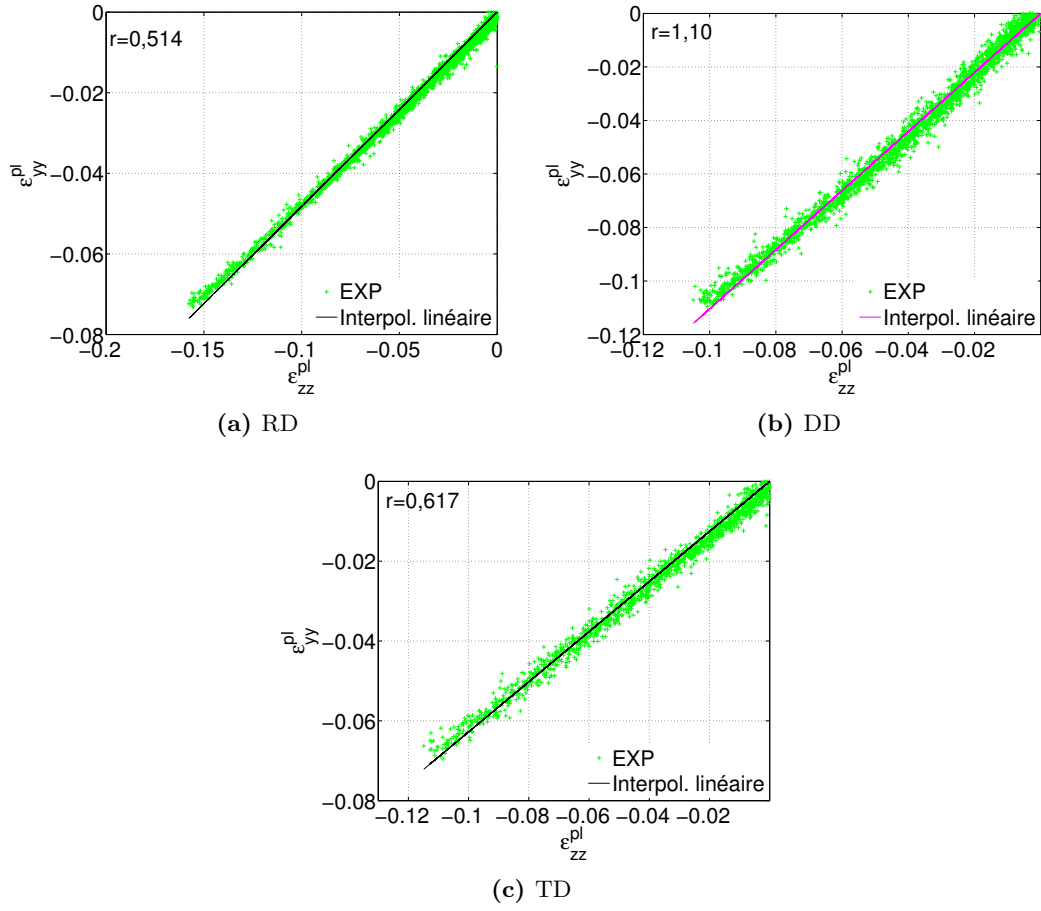


Figure A.5 – Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 400°C .

500°C

Courbes d'écouissage

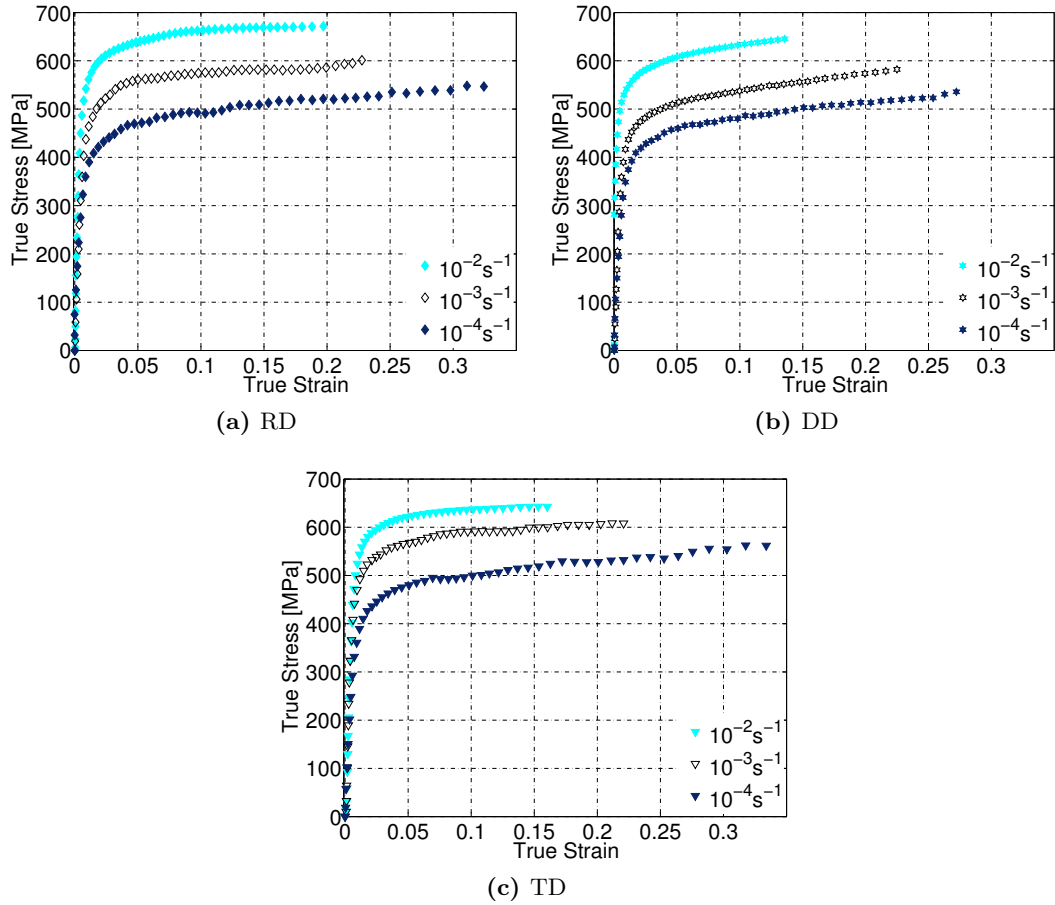


Figure A.6 – Effet de la vitesse de déformation. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour trois vitesses de déformation : 10^{-2} s^{-1} , 10^{-3} s^{-1} , 10^{-4} s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 500°C.

Coefficients d'anisotropie

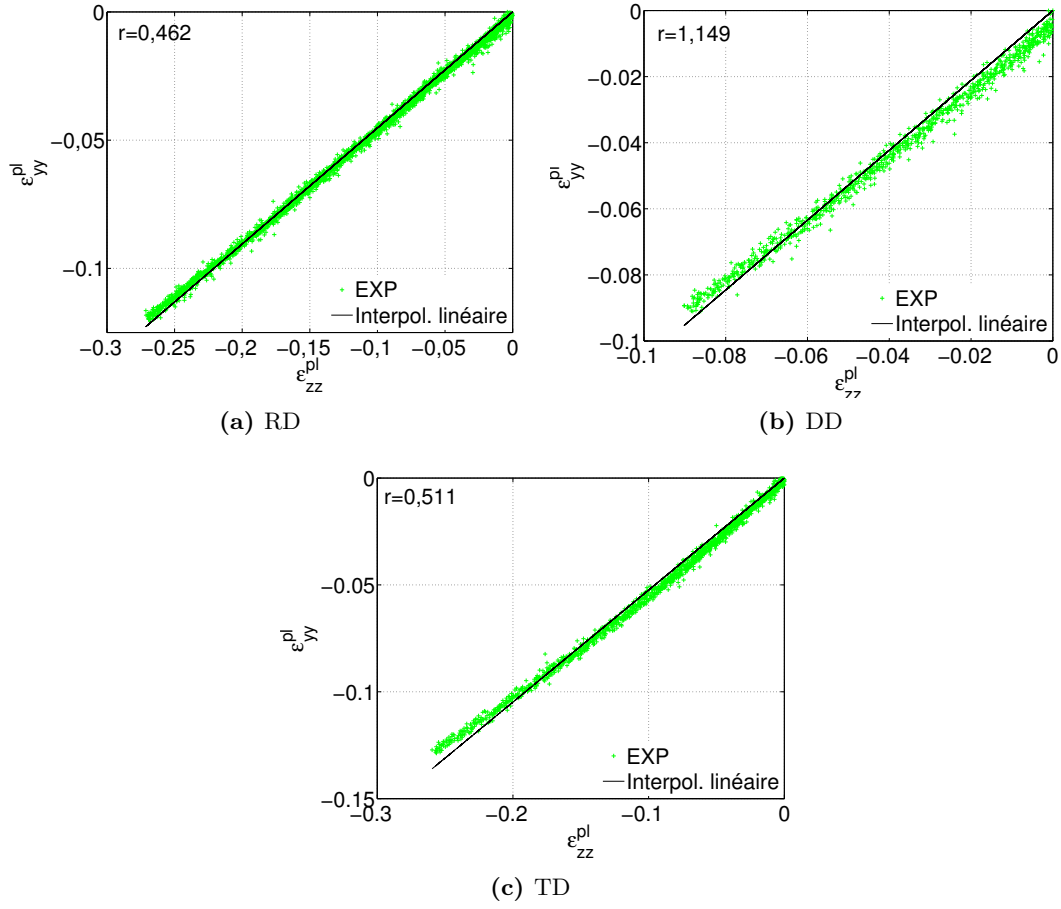


Figure A.7 – Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (*RD*), à 45° de la direction de laminage (*DD*) et perpendiculaire à la direction de laminage (*TD*) à 500°C .

ANNEXE CHAPITRE 3

B.1	Formulation de la loi de comportement en petites déformations	161
	Formulation en petites déformations	161
	Extension aux grandes déformations	164
B.2	Identification des paramètres du critère de <i>Barlat91</i>	165
B.3	Introduction des critères de plasticité anisotrope dans la suite Zset® . . .	166
	Critère de <i>Hill-48</i>	166
	Critère de <i>Barlat91</i>	168

B.1 Formulation de la loi de comportement en petites déformations

La formulation de la loi de comportement présentée au chapitre 3 est basée sur les travaux présentés par Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] et Chaboche et al. [Chaboche2008 ; Chaboche+1995]. Ainsi les développements montrent que la formulation des modèles sont en accord avec la thermodynamique des processus irréversibles.

Formulation en petites déformations

Le potentiel d'énergie libre d'Helmholtz Ψ permet la formulation des lois d'états, il se décompose en une partie élastique et inélastique. Son expression diffère en fonction du type de variable d'écrouissage considéré.

$$\rho\Psi = \rho\Psi_{el} + \rho\Psi_{pl}$$

$$\rho\Psi = \frac{1}{2}\overline{\overline{C_e\overline{\varepsilon_{el}}}} : \overline{\varepsilon_{el}} + \sum_{i=1}^3 \frac{1}{3}C_i\overline{\alpha_i} : \overline{\alpha_i} \quad , \quad \text{pour un écrouissage cinématique}$$

$$\rho\Psi = \frac{1}{2}\overline{\overline{C_e\overline{\varepsilon_{el}}}} : \overline{\varepsilon_{el}} + \sum_{i=1}^3 \frac{1}{2}b_iQ_i r_i^2 \quad , \quad \text{pour un écrouissage isotrope}$$

L'expression des lois d'état découle de ce potentiel et s'exprime comme ci-dessous en supposant ici la partition de la déformation totale $\overline{\varepsilon}$ en une partie élastique $\overline{\varepsilon_{el}}$ et une partie inélastique $\overline{\varepsilon_{pl}}$.

$$\overline{\sigma} = \rho \frac{\partial \Psi_{el}}{\partial \overline{\varepsilon_{el}}} = \overline{\overline{C_e\overline{\varepsilon_{el}}}} = \overline{\overline{C_e}} (\overline{\varepsilon} - \overline{\varepsilon_{pl}})$$

$$\overline{X_i} = \rho \frac{\partial \Psi_{pl}}{\partial \alpha_i} = \frac{2}{3}C_i\overline{\alpha_i} \quad , \quad i = 1, 2, 3$$

$$R_i = \rho \frac{\partial \Psi_{pl}}{\partial r_i} = b_iQ_i r_i \quad , \quad i = 1, 2, 3$$

Afin de décrire les lois d'évolution, on suppose l'existence de plusieurs potentiels de dissipation. Le potentiel plastique ϕ_P dépend de la contrainte, des variables associées et des variables internes prises comme paramètres, le potentiel ϕ_R en lien avec le terme de recouvrance dépend des variables associées et des variables internes prises comme paramètres. Leurs expressions diffèrent suivant le type d'écrouissage considéré dans la formulation du modèle. Pour chaque potentiel défini, on associera un multiplicateur indépendant (λ_P pour ϕ_P et λ_R pour ϕ_R). λ_P sera choisi comme une fonction de f : $\lambda_P = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n$ et nous choisirons $\lambda_R = 1$ comme le définissent Chaboche et al. [Chaboche+1995].

$$\left\{ \begin{array}{l} \phi_P^{cine} = f + \sum_{i=1}^3 \frac{3D_i}{4C_i} \overline{X_i} : \overline{X_i} \\ \phi_R^{cine} = \frac{M}{m+1} \left\langle \frac{J(X_1)}{M} \right\rangle^{m+1} \end{array} \right\} \quad , \quad \text{pour un écrouissage cinématique}$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \phi_P^{iso} = f + \sum_{i=1}^3 \frac{R_i^2}{2Q_i} \\ \phi_R^{iso} = \frac{M}{m+1} \left(\frac{R_1}{M} \right)^{m+1} \end{array} \right\} \quad , \quad \text{pour un écrouissage isotrope}$$

Les équations d'évolution s'écrivent selon l'hypothèse de normalité :

$$\dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} = \lambda_P \frac{\partial \phi_P}{\partial \bar{\sigma}} + \lambda_R \frac{\partial \phi_R}{\partial \bar{\sigma}}$$

a) pour un écoulement cinématique

$$\begin{aligned} \dot{\bar{\alpha}}_1 &= -\lambda_P \frac{\partial \phi_P^{cine}}{\partial \bar{X}_1} - \lambda_R \frac{\partial \phi_R^{cine}}{\partial X_1} \\ &= -\lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial \bar{X}_1} + \frac{3D_1}{2C_1} \bar{X}_1 \right) - \left\langle \frac{J(X_1)}{M} \right\rangle^m \\ &= -\lambda_P \left(-\frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} + \frac{3D_1}{2C_1} \bar{X}_1 \right) - \left\langle \frac{J(X_1)}{M} \right\rangle^m \\ &= \dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} - \frac{3D_1}{2C_1} \lambda_P \bar{X}_1 - \left\langle \frac{J(X_1)}{M} \right\rangle^m \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \dot{\bar{\alpha}}_i &= -\lambda_P \frac{\partial \phi_P^{cine}}{\partial \bar{X}_i} \quad ; \quad i = 2, 3 \\ &= -\lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial \bar{X}_i} + \frac{3D_i}{2C_i} \bar{X}_i \right) \\ &= -\lambda_P \left(-\frac{\partial f}{\partial \bar{\sigma}} + \frac{3D_i}{2C_i} \bar{X}_i \right) \\ &= \dot{\bar{\varepsilon}}_{pl} - \frac{3D_i}{2C_i} \lambda_P \bar{X}_i \end{aligned}$$

b) pour un écoulement isotrope

$$\begin{aligned} \dot{r}_1 &= -\lambda_P \frac{\partial \phi_P^{iso}}{\partial R_1} - \frac{\partial \phi_R^{iso}}{\partial R_1} \\ &= -\lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial R_1} + \frac{R_1}{Q_1} \right) - \left\langle \frac{R_1}{M} \right\rangle^m \\ &= \lambda_P \left(1 - \frac{R_1}{Q_1} \right) - \left\langle \frac{R_1}{M} \right\rangle^m \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \dot{r}_i &= -\lambda_P \frac{\partial \phi_P^{iso}}{\partial R_i} \quad ; \quad i = 2, 3 \\ &= -\lambda_P \left(\frac{\partial f}{\partial R_i} + \frac{R_i}{Q_i} \right) \\ &= \lambda_P \left(1 - \frac{R_i}{Q_i} \right) - \left\langle \frac{R_i}{M} \right\rangle^m \end{aligned}$$

Extension aux grandes déformations

Une partition additive des vitesses de déformation totale $\bar{d}$ en une part élastique $\bar{d}^{el}$ et une part viscoplastique $\bar{d}^{pl}$ est supposée comme le présente Lemaitre et al. [Lemaitre+2009] :

$$\bar{d} = \bar{d}^{el} + \bar{d}^{pl}$$

La loi d'élasticité s'exprime en vitesse de déformation, son extension aux grandes déformations est réalisée par l'introduction d'une dérivée objective notée $'^{\nabla}$:

$$\frac{\nabla}{\bar{\sigma}} = \bar{\bar{C}}_e : (\bar{d} - \bar{d}^{pl})$$

avec $\bar{\bar{C}}_e$ le tenseur d'élasticité isotrope d'ordre quatre défini par le module d'Young E et le coefficient de Poisson ν .

Les équations d'évolution du modèle à écrouissage isotrope restent inchangées. En revanche, celles liées au modèle à écrouissage cinématique utilise la dérivée objective définie pour la loi d'élasticité :

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{\nabla}{\bar{\alpha}_1} = \bar{d}^{pl} - \frac{3}{2} \frac{D_1}{C_1} \lambda_P \bar{X}_1 - \frac{3}{2} \left(\frac{\langle J(\bar{X}_1) \rangle}{M} \right)^m \frac{\bar{X}_1}{J(\bar{X}_1)} \\ \frac{\nabla}{\bar{\alpha}_i} = \bar{d}^{pl} - \frac{3}{2} \frac{D_i}{C_i} \lambda_P \bar{X}_i \quad , \quad i = 2, 3 \end{array} \right\}$$

B.2 Identification des paramètres du critère de *Barlat91*

Pour l'identification des paramètres d'anisotropie du critère de *Barlat91* nous avons utilisé le logiciel Matlab[®] pour la résolution du système d'équations non-linéaire. Ainsi nous utilisons une fonction "*fminsearch*" qui permet la recherche du minimum d'un problème :

$$\min_x f(x) \quad (\text{B.2.1})$$

avec $f(x)$ une fonction qui renvoie un scalaire et x un vecteur ou une matrice.

La fonction objectif associée est définie par l'équation suivante.

$$\left. \begin{array}{l} \text{pour } i = 1, 2, 3, 4 \\ \text{pour } \alpha = 0, 45, 90 \end{array} \right\} \begin{cases} \min. \frac{\|\sigma_\alpha^{cal}(c_i) - \sigma_\alpha^{exp}\|}{\|\sigma_\alpha^{exp}\|} \\ \min. \frac{\|r_\alpha^{cal}(c_i) - r_\alpha^{exp}\|}{\|r_\alpha^{exp}\|} \end{cases} \quad (\text{B.2.2})$$

Les valeurs initiales des paramètres à identifier sont choisies en fonction des valeurs identifiées par Odenberger et al. [Odenberger+2013b] et Kotkunde et al. [Kotkunde+2014b]. Le choix des valeurs initiales (Odenberger et al. [Odenberger+2013b] ou Kotkunde et al. [Kotkunde+2014b]) ne modifie que très peu les valeurs finales des coefficients c_i obtenues après optimisation.

B.3 Introduction des critères de plasticité anisotrope dans la suite Zset[®]

Critère de *Hill-48*

Le critère de *Hill48* s'écrit classiquement :

$$\begin{aligned} f(\bar{\sigma}) &= \sqrt{\bar{\sigma} : \overline{\overline{M_{Hill}}} : \bar{\sigma} - \sigma_y} \\ &= \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{13}^2} \\ &\quad - \sigma_y \end{aligned}$$

En représentant le tenseur d'ordre 4 $\overline{\overline{M_{Hill}}}$ comme une matrice 6×6 , les termes de $\overline{\overline{M_{Hill}}}$ s'écrivent :

$$\begin{pmatrix} F+H & -F & -H & 0 & 0 & 0 \\ -F & G+F & -G & 0 & 0 & 0 \\ -H & -G & H+G & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 2M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 2N \end{pmatrix}$$

on passe pour cela par les notations de Voigt qui s'écrivent de la manière suivante dans Zset[®] :

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \rightarrow \sigma_1 \\ \sigma_{22} \rightarrow \sigma_2 \\ \sigma_{33} \rightarrow \sigma_3 \\ \sigma_{23} \rightarrow \sigma_4 \\ \sigma_{13} \rightarrow \sigma_5 \\ \sigma_{12} \rightarrow \sigma_6 \end{pmatrix}$$

On peut vérifier que ce même critère peut s'exprimer en fonction des composantes du tenseur déviateur $\bar{S}$ associé à $\bar{\sigma}$:

$$f(\bar{\sigma}) = \sqrt{\frac{3}{2} \bar{S} : \overline{\tilde{M}_{Hill}} : \bar{S}} - \sigma_y$$

avec $\bar{S} = \bar{\sigma} - \frac{1}{3} Tr(\bar{\sigma}) \bar{I}$.

Dans ce cas, le tenseur d'ordre 4 $\overline{\tilde{M}_{Hill}}$ peut se mettre sous la forme matricielle diagonale suivante en utilisant les notations de Voigt :

$$\frac{2}{3} \begin{pmatrix} 2F - G + 2H & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 2F + 2G - H & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & -F + 2G + 2H & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & M & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & N \end{pmatrix}$$

Dans le fichier matériau créé dans Zmat, il faut renseigner les 6 coefficients indépendants de cette matrice : **hill**a, **hill**b, **hill**c, **hill**d, **hill**e et **hill**f (4 en 2D et 6 en 3D) de telle sorte que :

$\mathbf{hill}a = \frac{2}{3}(2F - G + 2H)$	$\mathbf{hill}b = \frac{2}{3}(2F + 2G - H)$
$\mathbf{hill}c = \frac{2}{3}(-F + 2G + 2H)$	$\mathbf{hill}d = \frac{2}{3}L$
$\mathbf{hill}e = \frac{2}{3}M$	$\mathbf{hill}f = \frac{2}{3}N$

Critère de *Barlat91*

L'implémentation du critère de *Barlat91* n'est pas directe puisque ce critère de plasticité n'est pas explicitement défini dans la suite Zset[®]. Cependant, comme indiqué dans la documentation Zset [MinesParisTech+2014], le critère de *Barlat91* est équivalent à un critère de Bron et Besson [Bron+2004] en considérant les équations suivantes et la condition $a = b = 1$:

$$\bar{\sigma} = \left(b \left(\bar{\sigma}^1 \right)^a + (1 - b) \left(\left(\bar{\sigma}^2 \right)^a \right) \right)^{\frac{1}{a}}$$

$$\bar{\sigma}^\varsigma = (\psi^\varsigma)^{\frac{1}{\kappa_\varsigma}}$$

$$\psi^1 = \left[\frac{1}{2} \left(|S_1^1 - S_2^1|^{\kappa^1} + |S_2^1 - S_3^1|^{\kappa^1} + |S_3^1 - S_1^1|^{\kappa^1} \right) \right]$$

$$\psi^2 = \frac{3^{\kappa^2}}{2^{\kappa^2} + 2} \left(|S_1^2|^{\kappa^2} + |S_2^2|^{\kappa^2} + |S_3^2|^{\kappa^2} \right)$$

Ainsi, on retrouve bien l'écriture classique du critère de *Barlat91* :

$$f(\sigma) = \left[\frac{1}{2} (|S_1 - S_2|^\kappa + |S_2 - S_3|^\kappa + |S_3 - S_1|^\kappa) \right]^{\frac{1}{\kappa}} - \sigma_0$$

S_1 , S_2 et S_3 sont les valeurs propres du tenseur déviateur des contraintes $\bar{S}$ définis pour un milieu orthotrope par : $\bar{S} = \bar{\bar{L}} : \bar{\sigma}$.

$\bar{\bar{L}}$ est un tenseur d'ordre 4 que l'on peut écrire sous forme d'une matrice en utilisant les notations de Voigt.

$$\begin{pmatrix} \frac{c_2+c_3}{3} & -\frac{c_3}{3} & -\frac{c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_3}{3} & \frac{c_1+c_3}{3} & -\frac{c_1}{3} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{c_2}{3} & -\frac{c_1}{3} & \frac{c_1+c_2}{3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & c_5 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & c_6 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & c_4 \end{pmatrix}$$

Dans le fichier matériau créé dans Zset, il faut renseigner les 6 coefficients indépendants de cette matrice : **c11**, **c12**, **c13**, **c14**, **c15** et **c16** (4 en 2D et 6 en 3D) de telle sorte que :

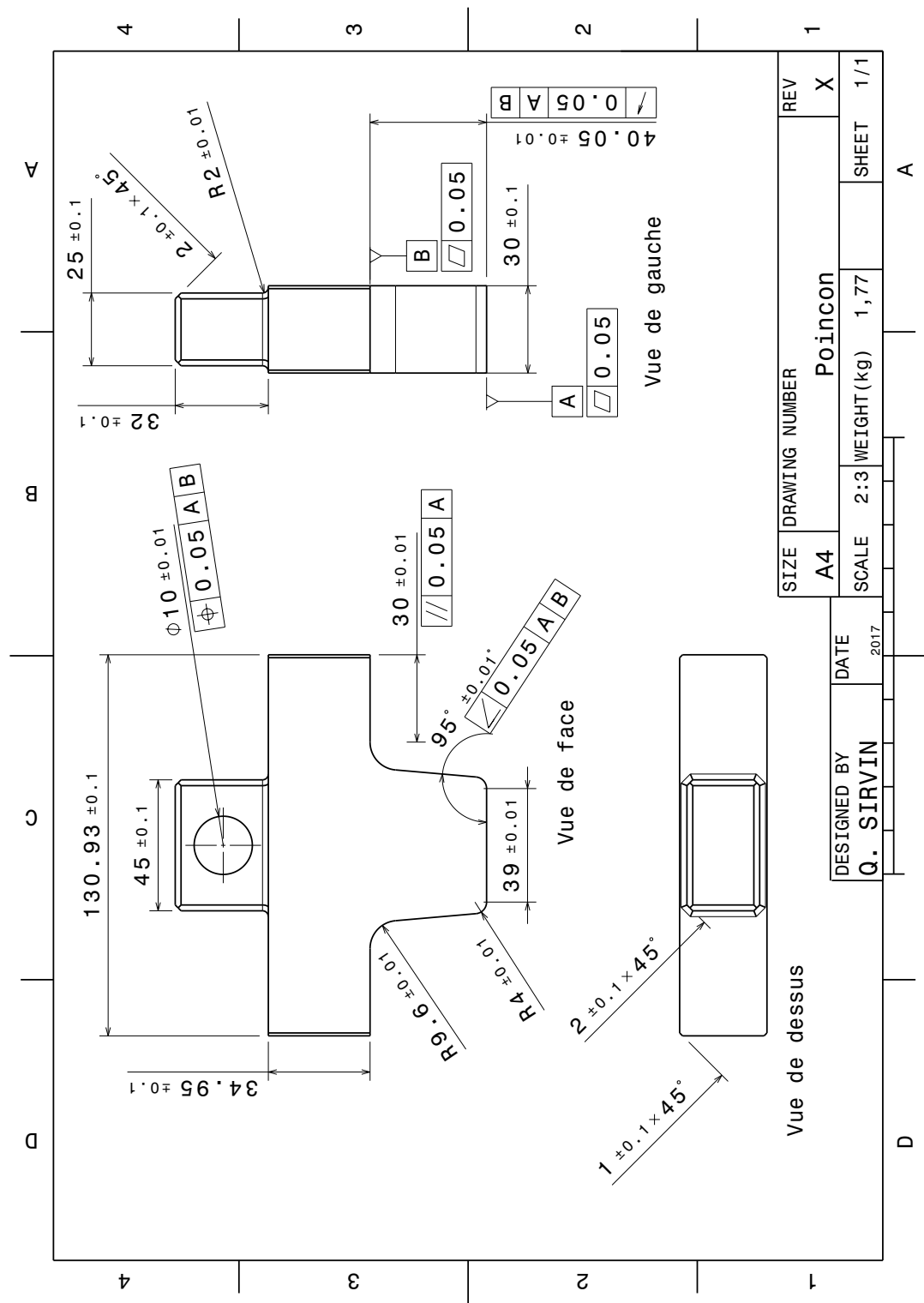
c11 = c_1	c12 = c_2
c13 = c_6	c14 = c_4
c15 = c_5	c16 = c_6

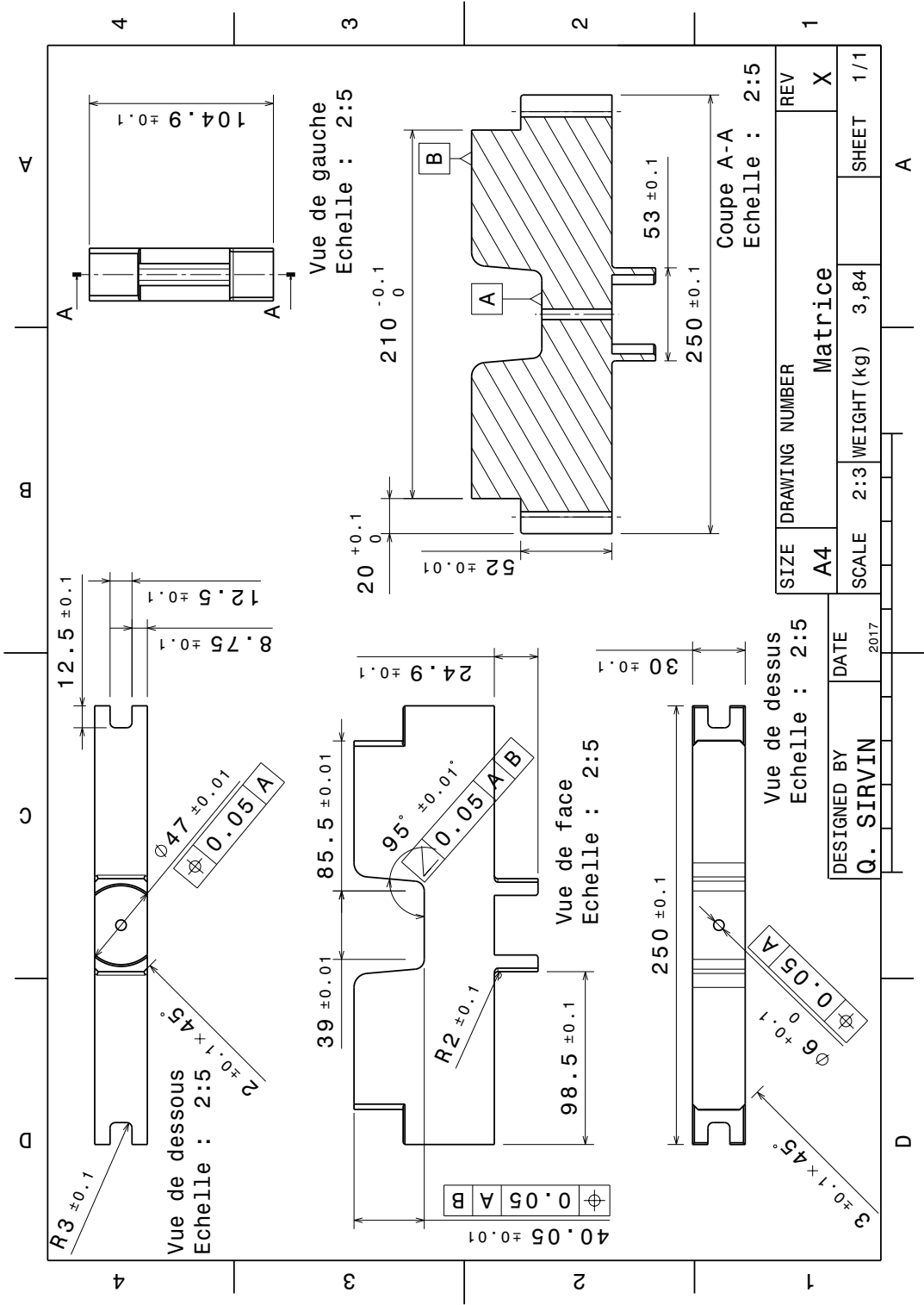


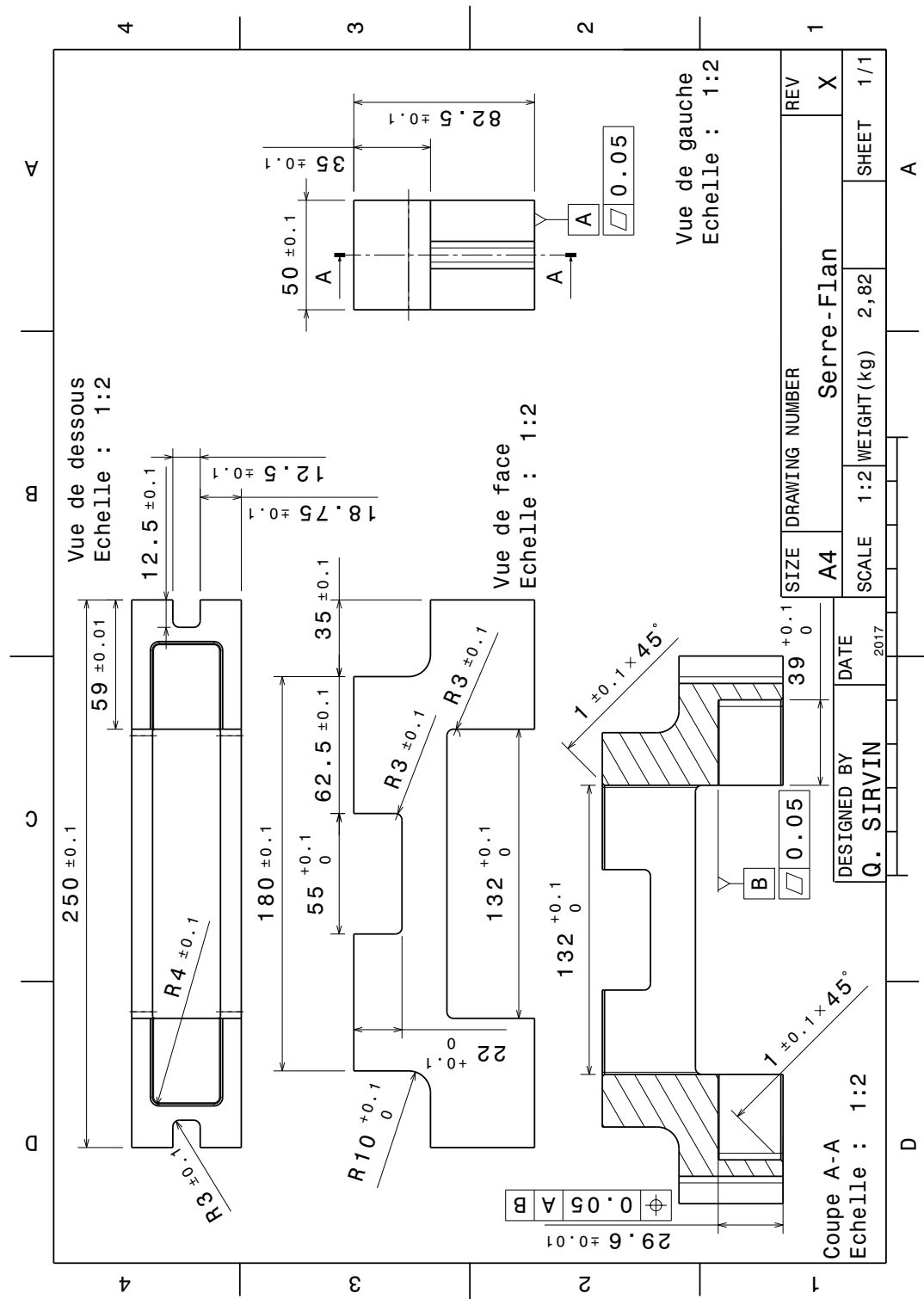
ANNEXE CHAPITRE 4

C.1	Mise en plan outillage Oméga	171
C.2	Simulation numérique de la mise en forme d'éprouvette technologique .	175
C.3	Gamme d'emboutissage	176
C.4	Maillage des éléments pour la mise en forme de la pièce industrielle . . .	178
C.5	Influence du critère de plasticité à 500°C	180
C.6	Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle à 400°C	182

C.1 Mise en plan outillage Oméga







C.2 Simulation numérique de la mise en forme d'éprouvette technologique

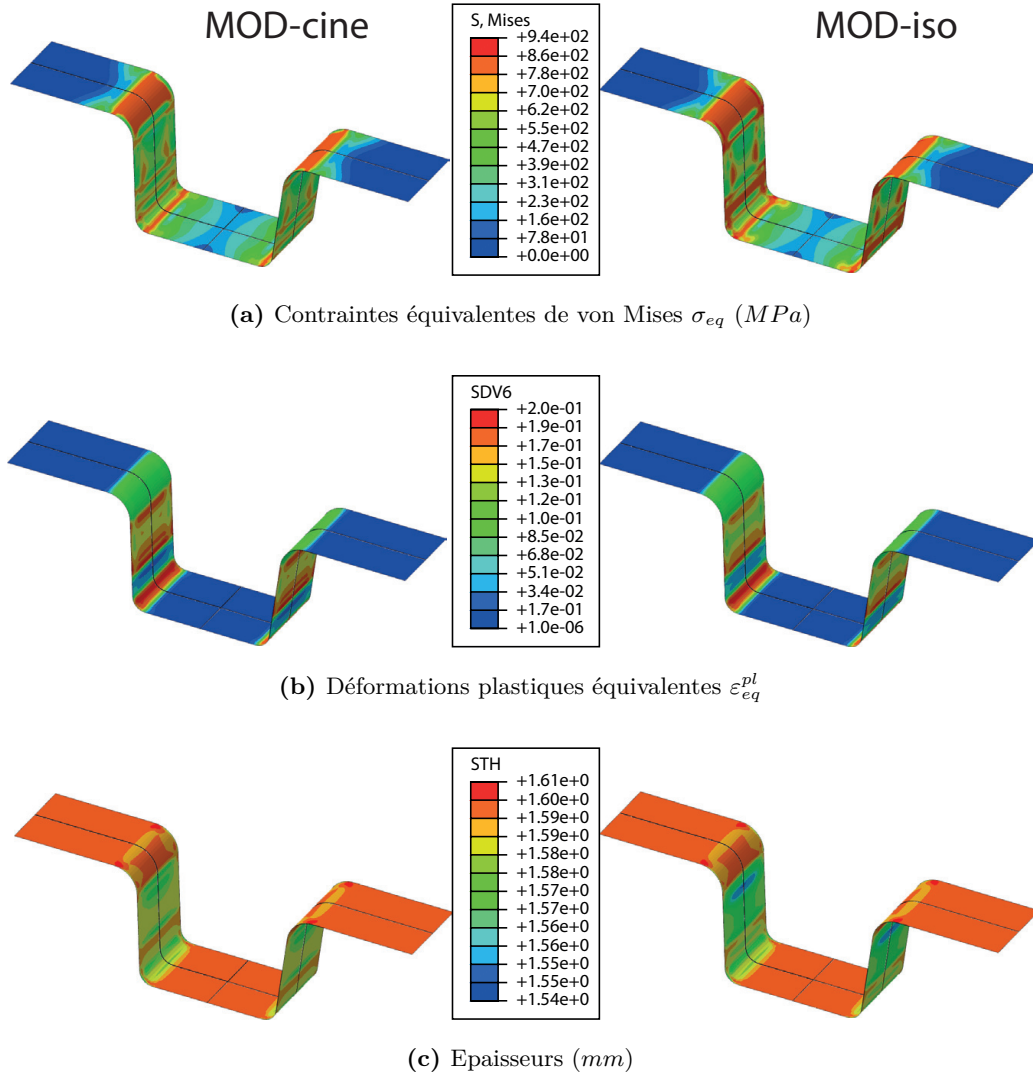
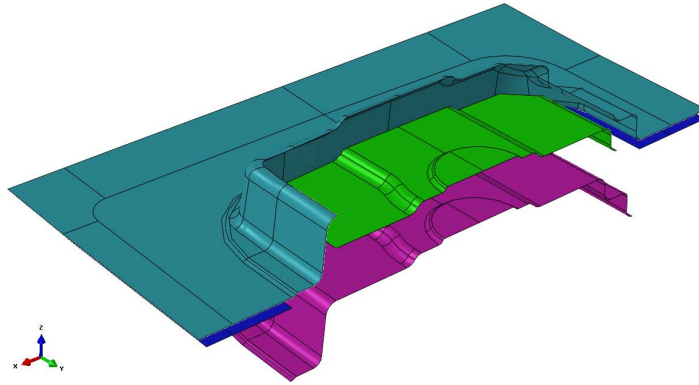


Figure C.1 – Cartographies des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} et des champs d'épaisseur (STH) sur la géométrie Omega en fin d'emboutissage pour les deux modèles *MOD-cine* et *MOD-iso* à 400°C.

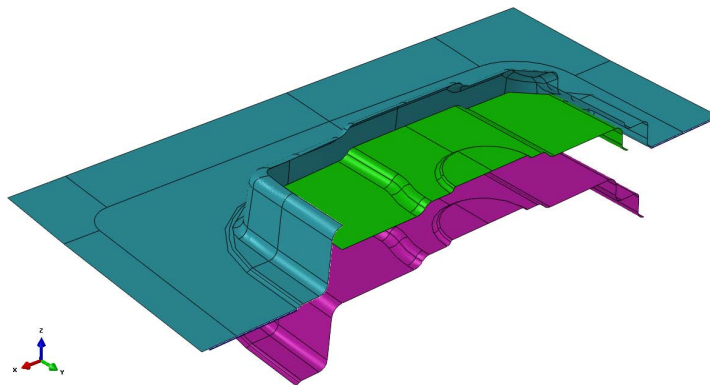
C.3 Gamme d'emboutissage

La gamme d'emboutissage, proposée par nos partenaires industriels Aurock et Loire Étude, est la suivante. Le scénario considéré pour la mise en forme est :

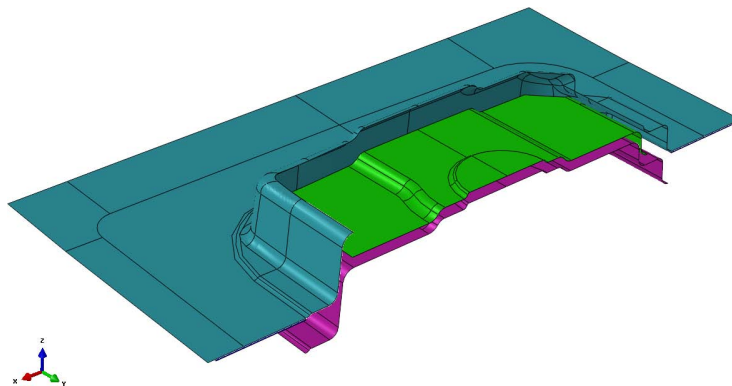
0. État initiale ;



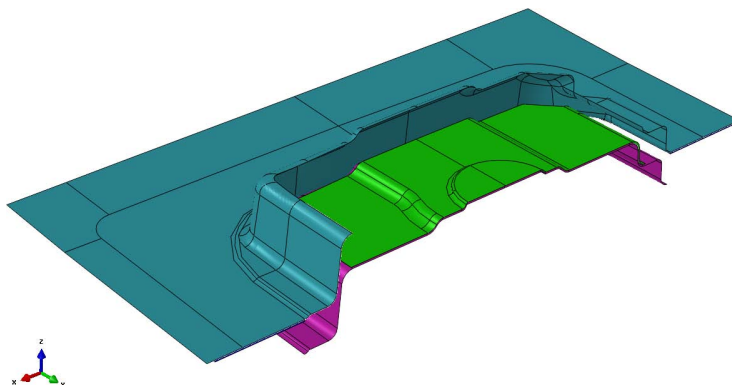
1. Descente de la lame-supérieure qui agit comme un serre-flan ;



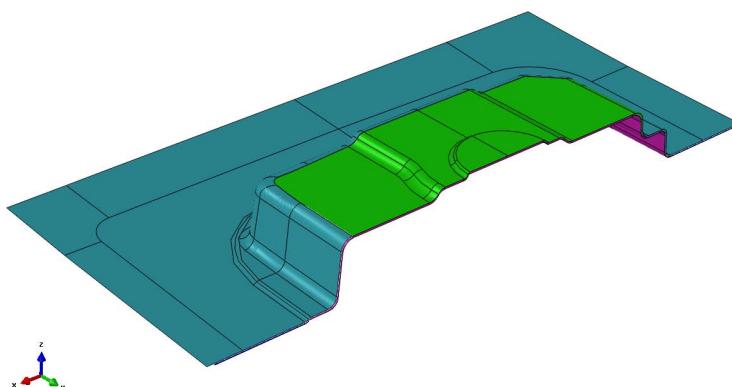
2. Première montée de la matrice (mi-course) à travers la lame-inférieure pour réaliser une première passe ;



3. Descente du presseur pour mettre en forme le soyage et le bossage ;



4. Deuxième montée de la matrice pour terminer la mise en forme.



C.4 Maillage des éléments pour la mise en forme de la pièce industrielle

Le maillage des éléments composant le modèle E.F. de l'emboutissage de la pièce industrielle est présenté dans les figures suivantes (C.2 , C.3 , C.4 , C.5 , C.6).

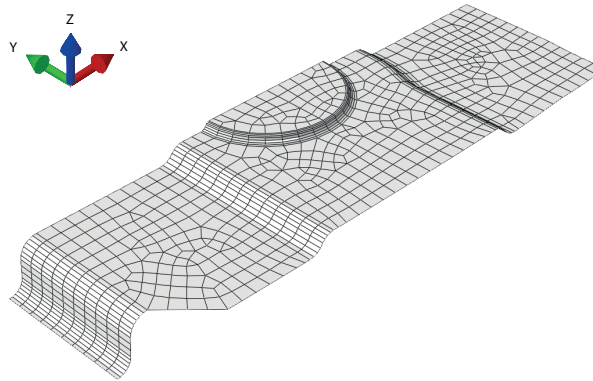


Figure C.2 – Présentation du maillage du presseur.

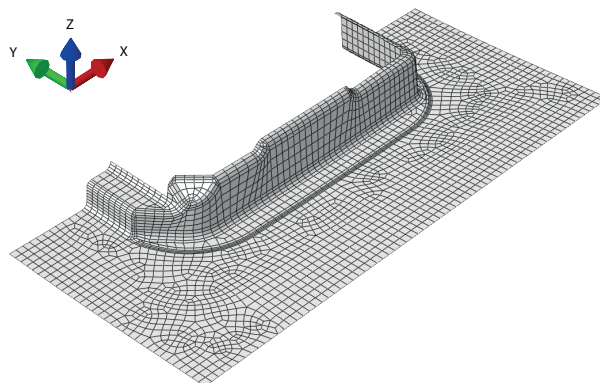


Figure C.3 – Présentation du maillage de la lame-supérieure.

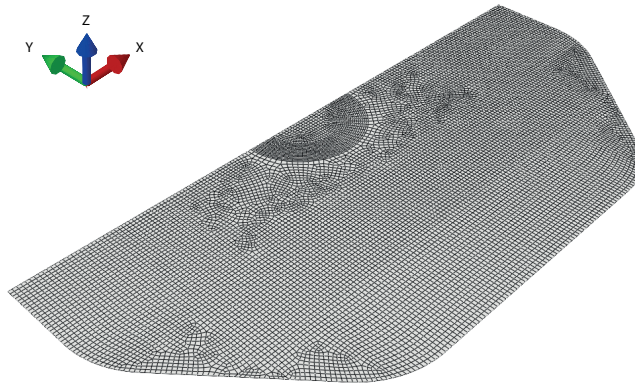


Figure C.4 – Présentation du maillage du flan.

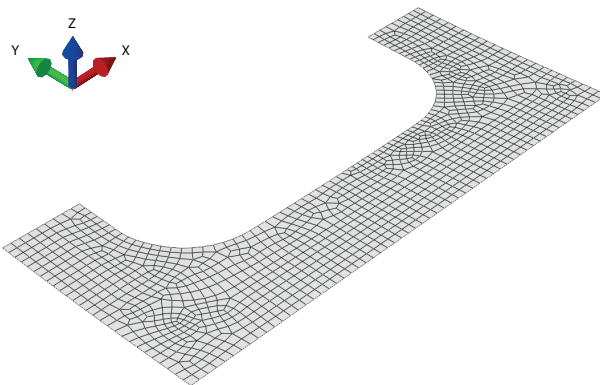


Figure C.5 – Présentation du maillage de la lame-inférieure.

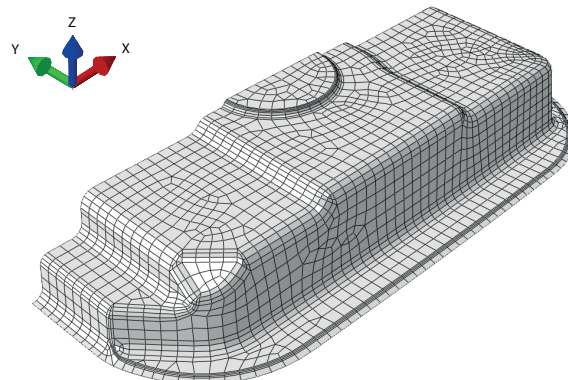


Figure C.6 – Présentation du maillage de la matrice.

C.5 Influence du critère de plasticité à 500°C

Comme indiqué dans l'analyse à 400°C (cf. paragraphe 4.3.5) le critère de plasticité influence également la réponse en contraintes et en déformations du matériau comme le présente la figure C.7.

Les conclusions diverges quelques peu de celles faites au paragraphe 4.3.5 pour l'étude à 400°C. Ainsi le critère isotrope de *von Mises* décrit les niveaux de déformations les plus élevés. Par contre le critère de *Hill48* - r_α fourni des niveaux de contraintes supérieurs aux autres. Les deux critères de plasticité de *Hill48* - σ_α et de *Barlat91* proposent des niveaux sensiblement identiques.

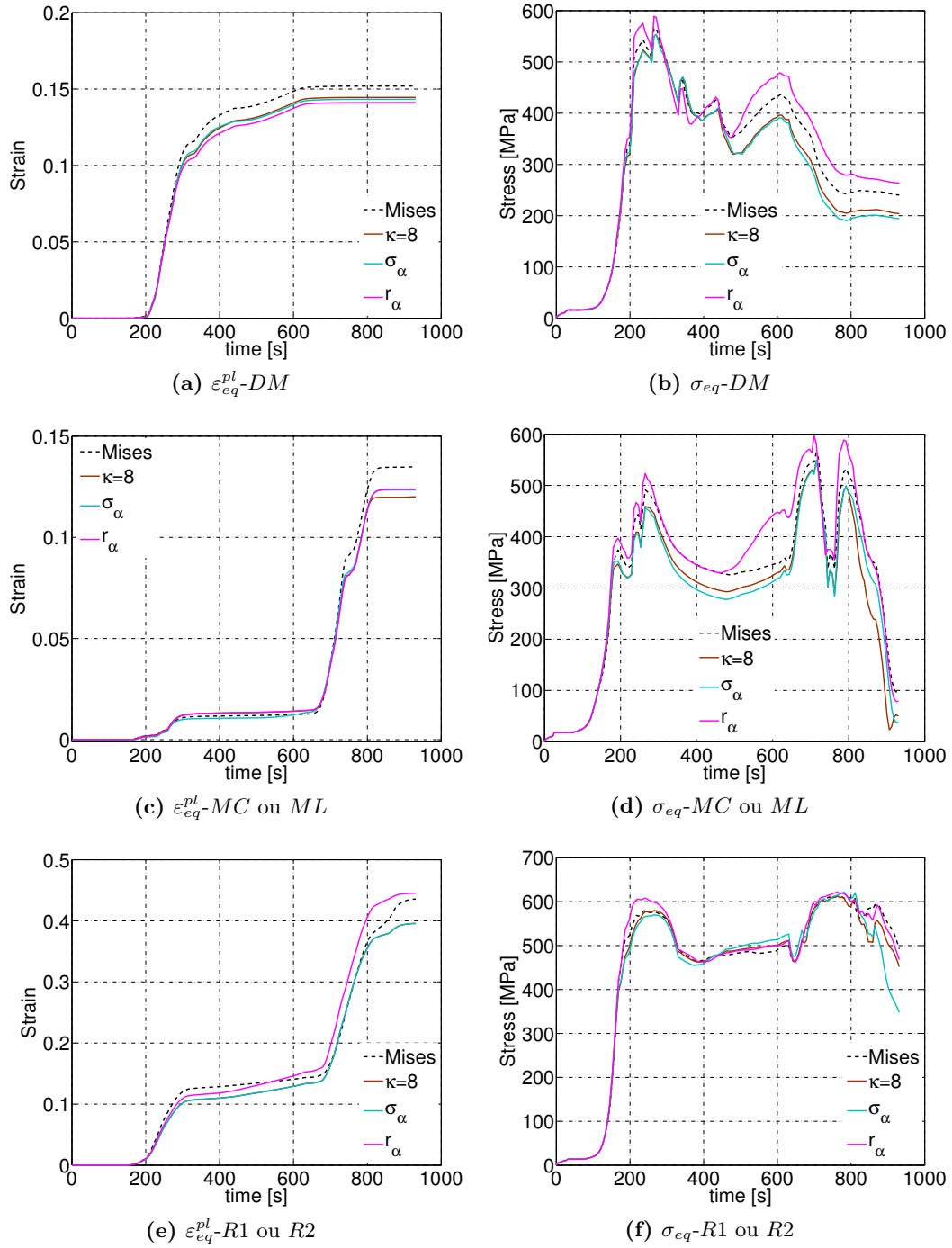


Figure C.7 – Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction du temps des éléments définis par la figure 4.18 pour les trois critères de plasticité *von Mises*, *Hill48* et *Barlat91* à 500°C.

C.6 Validité de l'emboutissage de la pièce industrielle à 400°C

La validité de l'emboutissage de la pièce à 400°C propose des zones de ruptures différentes de celles proposées au paragraphe [4.3.7.2](#) à 500°C.

On peut remarquer que dès la deuxième étape (première montée de la matrice), le flan présente des niveaux de déformations dans les rayons conduisant à une rupture comme le montre la figure [C.8a](#). Ainsi à cette température et en considérant cette courbe limite de formage ([CLF](#)), le modèle E.F. conduit à une rupture critique de la pièce ne permettant pas sa réalisation.

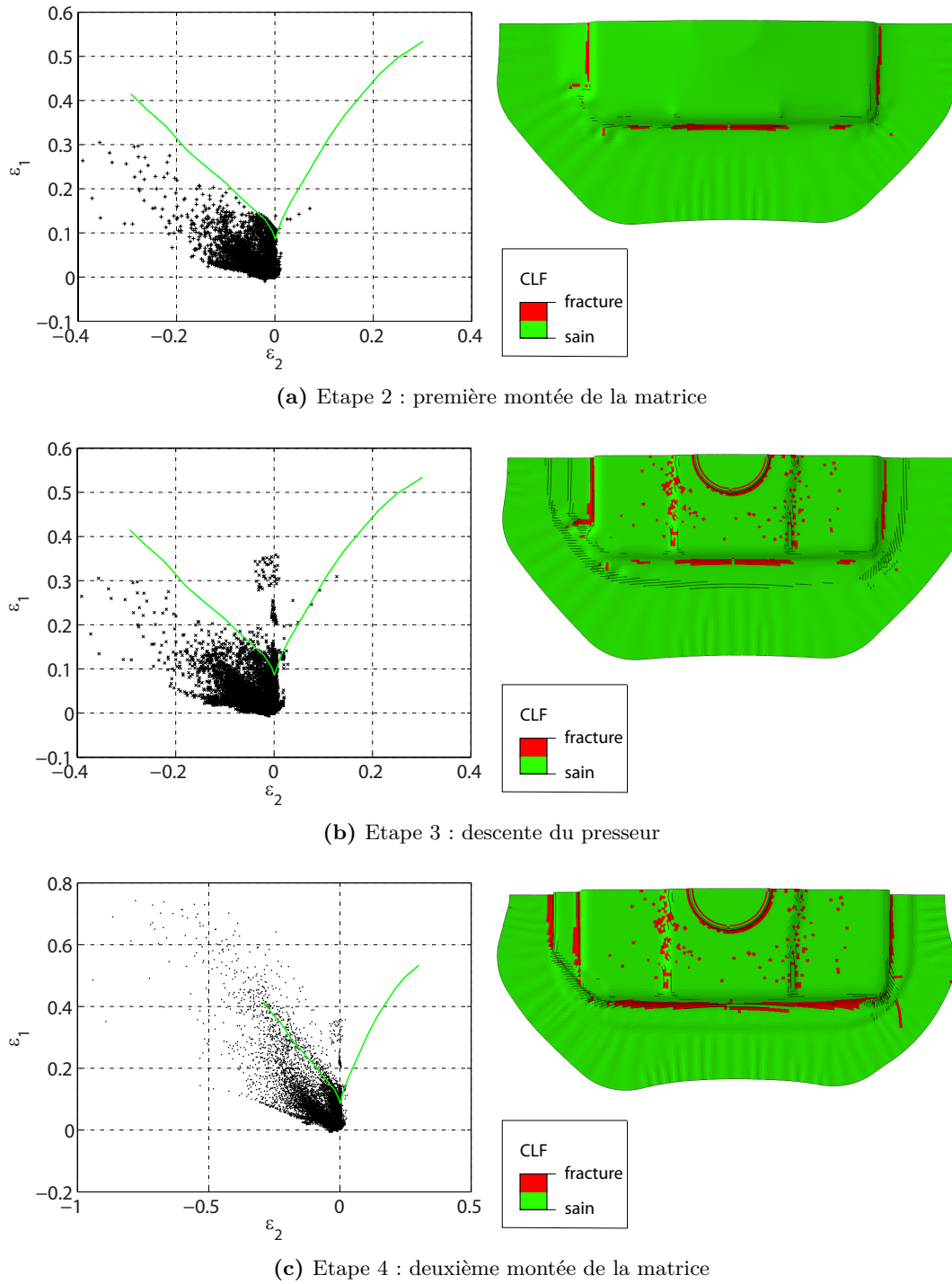


Figure C.8 – Présentation des déformations de la pièce industrielle pour les trois étapes de mise en forme dans le diagramme des déformations principales (à gauche) et sur la géométrie (à droite) à 400°C et utilisant un modèle de comportement *MOD-κ8*.

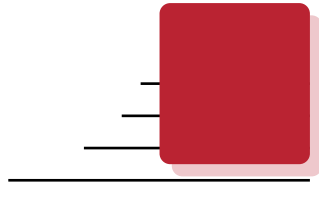


Table des figures

1	Séquence d'emboutissage considérée dans ces travaux.	2
1.1	Plans caractéristiques de la maille hexagonale [Balasubramanian+2002].	8
1.2	Structure cristallographique du titane en fonction de la température [Combres2013].	9
1.3	Représentation des structures cristallographiques des phases α et β [Combres2013].	9
1.4	Influence de la température sur la limite et le module d'élasticité pour un alliage de Ti-6Al-4V.	12
1.5	Evolution du coefficient de Lankford en fonction de la température et de la vitesse de sollicitation [Chartrel2016].	13
1.6	Allongement en fonction de la température pour un alliage de Ti-6Al-4V [Hamilton1987].	13
1.7	Evolution du pourcentage de phase α et β en fonction de la température pour un alliage de titane Ti6Al-4V [Vanderhastan2007].	14
1.8	Contrainte d'écoulement plastique en fonction de la température et de la vitesse de déformation [Majorell+2002].	14
1.9	Essais de traction uniaxiale suivant trois directions de prélèvement [Gilles+2011].	15
1.10	Comparaison des réponses en traction et compression [Tritschler+2014].	16
1.11	Diagramme d'une opération de pliage-dépliage [Sabourin+2005].	17
1.12	Réponse contrainte - déformation à $T = 750^{\circ}\text{C}$ et différentes vitesses de déformation pour la microstructure à grains fins (gauche) et à grains ultrafins (droite) [Velay+2014].	17
1.13	Outils considérés pour une opération d'emboutissage [Col2010].	18
1.14	Exemples de pièces réalisées par formage hautes températures [Chartrel2016], [Kotkunde+2014b], [Stutz+2014].	20
1.15	Courbes limite de formage pour différents trajets de chargement [Col2010].	23
1.16	Courbes limite de formage pour un alliage de Ti-6Al-4V à 400°C [Kotkunde+2014b] et à température ambiante et à 400°C [Odenberger+2013a].	23

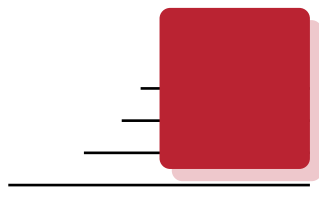
1.17	Représentation graphique des critères de plasticité de <i>Tresca</i> et de <i>von Mises</i> dans le repère des contraintes principales [Banabic2010].	27
1.18	Comparaison de l'évolution des limites d'élasticité et des coefficients d'anisotropie pour la tôle d'alliage 2090-T3 suivant les différentes identifications du critère de plasticité [Plunkett+2008].	30
1.19	Comparaison des surfaces de charge définies par les critères (de gauche à droite) de <i>Hill48</i> , <i>Barlat91</i> et <i>CPB06</i> pour un alliage de titane Ti-6Al-4V à 400°C [Kotkunde+2014b].	31
1.20	Comparaison de la réponse force - déplacement dans une opération numérique de pliage - dépliage d'une tôle de 0,93 mm en alliage d'aluminium AL6022-T4 obtenue à l'aide de différentes lois d'écrouissage [Tang+2010].	32
1.21	Mécanismes de déformation activés dans le cas du titane pur en fonction des conditions de températures et de vitesses de déformation [Frost+1982].	32
1.22	Représentation graphique de l'évolution de l'écrouissage isotrope. A gauche : dans l'espace des contraintes principales, à droite : dans l'espace contrainte-déformation plastique pour un chargement uniaxial [Chaboche2008].	34
1.23	Représentation graphique de l'évolution de l'écrouissage cinématique. A gauche : dans l'espace des contraintes principales, à droite : dans l'espace contrainte-déformation plastique pour un chargement uniaxial [Chaboche2008].	35
1.24	Représentation schématique de l'outillage anti-flambage [Gilles+2011]. .	36
1.25	Représentation des trois directions : sens de laminage (<i>RD</i>), direction transverse (<i>TD</i>) et normale (<i>ND</i>) [Banabic2010].	37
1.26	Installation expérimentale pour observer la déformation d'un échantillon dans un four [Jones+2017].	39
2.1	Diagramme de divers modes de déformation [Col2011b].	45
2.2	Évolution de la position d'une tranche de la tôle au cours d'une opération de mise en forme.	45
2.3	Micrographies initiale, après essai à 400°C et après essai à 700°C de l'alliage de titane Ti-6Al-4V utilisé dans la présente étude.	47
2.4	Dimensions des éprouvettes de traction grandes déformations (<i>GD</i>) et petites déformations (<i>PD</i>).	47
2.5	Représentation schématique de l'angle α formé entre les directions de laminage et de sollicitation.	48
2.6	Vue globale du moyen expérimental développé pour la réalisation des essais de traction uni-axiale en grandes déformations.	51
2.7	Prise de vue de la caméra numérique du banc de corrélation d'images pour différents mouchetis (peinture, attaque chimique et anodisation) lors d'un essai de traction monotone à 400°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1}	54
2.8	Schématisation des étapes de dépôt du vernis et de l'anodisation pour la création d'un mouchetis anodisé.	55
2.9	Éprouvette en alliage de titane Ti-6Al-4V dont le marquage de surface a été réalisé par anodisation.	55
2.10	Identification de l'erreur de mesure suivant la direction de sollicitation à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1}	56

2.11	Identification de la striction pour une éprouvette en traction à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1}	57
2.12	Effet de la température. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V, une vitesse de déformation de 10^{-2}s^{-1} et des températures de 400°C à 700°C.	58
2.13	Représentation graphique de l'erreur de mesure quantifiant la répétabilité des essais dans ces conditions suivant la direction de laminage (<i>RD</i>) et à une vitesse de sollicitation de 10^{-4}s^{-1} à 400°C et 500°C.	59
2.14	Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V illustrant l'effet de la vitesse de déformation et de l'orientation d'extraction à 400°C.	60
2.15	Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage (<i>RD</i>) à 400°C.	61
2.16	Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V illustrant l'effet de la vitesse de déformation et de l'orientation d'extraction à 500°C.	62
2.17	Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage (<i>RD</i>) à 500°C.	63
2.18	Vue globale du moyen d'essais ainsi que du dispositif limitant le flambage pour la caractérisation en petites déformations.	65
2.19	Graphe contrainte / déformation pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour deux demi-cycle Traction-Compression (TC) ou Compression-Traction (CT) suivant la direction de laminage à 400°C et 500°C.	66
2.20	Graphe contrainte / déformation pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour un cycle traction et compression à 10^{-4}s^{-1} suivant la direction de laminage à 400°C et 500°C.	67
2.21	Graphe déformation vraie / temps pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 500°C et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1}	68
2.22	Graphe des deux essais de traction-relaxation à 400°C et 500°C suivant la direction de laminage (<i>RD</i>) pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V.	69
3.1	Représentation des surfaces de charge (a, b) et de l'évolution des coefficients d'anisotropie (c, d) du critère de <i>Hill48</i> tracées à partir des deux méthodes d'identification σ_α et r_α à 400°C et 500°C.	81
3.2	Représentation des surfaces de charge (a, b) et de l'évolution des coefficients d'anisotropie (c, d) du critère de <i>Barlat91</i> pour différentes valeurs de κ à 400°C et 500°C.	88
3.3	Comparaison des évolutions des limites d'élasticité (a, b) et des coefficients d'anisotropie (c, d) identifiées avec les critères de plasticité anisotrope de <i>Hill48</i> et de <i>Barlat91</i> à 400°C et 500°C.	89
3.4	Comparaison des surfaces de charges des critères de <i>Hill48</i> et <i>Barlat91</i> pour $\sigma_{12} = 0$ à 400°C et 500°C.	90
3.5	Schématisation des étapes d'identification des paramètres des modèles de comportement.	93

3.6	Comparaison des résultats expérimentaux et numériques pour les deux modèles de comportement à écrouissage isotrope (<i>MOD-iso</i>) et cinématique (<i>MOD-cine</i>) suivant la direction <i>RD</i> à 500°C pour deux vitesses de déformation 10^{-4}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1}	95
3.7	Comparaison des données expérimentales et numériques pour les deux modèles de comportement à écrouissage isotrope (<i>MOD-iso</i>) et cinématique (<i>MOD-cine</i>) suivant la direction <i>RD</i> à 400°C pour deux vitesses de déformation 10^{-4}s^{-1} et 10^{-2}s^{-1}	96
3.8	Comparaison de la réponse du modèle et des données expérimentales pour l'essai de relaxation. Graphe contrainte / temps suivant la direction de laminage (<i>RD</i>) et une approche à 10^{-4}s^{-1} aux deux températures 400°C et 500°C.	97
3.9	Comparaison de la réponse des critères de plasticité <i>Hill48</i> - σ_α , <i>Hill48</i> - r_α et <i>Barlat91</i> pour trois vitesses de déformation : 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 10^{-4}s^{-1} et suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 400°C.	98
3.10	Comparaison de la réponse des critères de plasticité <i>Hill48</i> - σ_α , <i>Hill48</i> - r_α et <i>Barlat91</i> pour trois vitesses de déformation : 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 10^{-4}s^{-1} et suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 500°C.	99
3.11	Représentation en contrainte / déformation d'un essai numérique de traction suivant la direction de laminage et une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} à 500°C pour les deux simulations : Zsim® et Abaqus® + Zmat®	101
4.1	Photographie du banc d'essai utilisé pour la mise en forme des éprouvettes technologiques	107
4.2	Schéma du poinçon, de la matrice et du serre-flan (épaisseur poinçon et matrice = 30 mm)	108
4.3	Photographie et vue CAO à l'intérieur du four des moyens technologiques mis en place pour réaliser les essais d'emboutissage	109
4.4	Vue du dôme de l'éprouvette (a) ainsi que de l'évolution du déplacement du dôme de la tôle (LVDT) et de la matrice (Traverse) en fonction du temps (b). Ici pour un essai réalisé sur une tôle d'aluminium 2024 à température ambiante	111
4.5	Évolution de l'effort de poinçon en fonction du déplacement axial du dôme de la tôle pour différentes conditions. Légende : Température - Orientation : { <i>RD</i> =rolling direction, <i>TD</i> =transverse direction} - Vitesse de poinçon [mm/s] - Jeu entre la matrice et le serre-flan [mm]	112
4.6	Présentation du retour élastique obtenu à 400°C et 500°C suivant la direction de laminage, une vitesse de poinçon de 0,5 mm/s et un jeu de 1,7 mm.	113
4.7	Présentation de la modélisation géométrique et du maillage utilisé avec Abaqus/Standard®	115
4.8	Comparaison des résultats numériques de l'évolution de l'effort du poinçon en fonction du coefficient de frottement entre la tôle et les outils.	117

4.9	Comparaison des champs de contraintes (MPa) obtenus pour deux coefficients de frottement $\mu = 0, 1$ et $\mu = 0, 4$ à l'étape de fin de mise en forme avant retour élastique (obtention de la géométrie complète de l'éprouvette par l'option miroir proposée par Abaqus®).	118
4.10	Comparaison de l'effort de poinçon prédit par les deux modèles de comportement : <i>MOD-cine</i> et <i>MOD-iso</i> et un critère de plasticité isotrope de <i>von Mises</i> - Conditions de simulation : $400^{\circ}C$ suivant la direction de laminage (<i>RD</i>), une vitesse de déplacement de $0,5\text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7\text{ mm}$	119
4.11	Comparaison des champs de contraintes (MPa) sur la face supérieure prédits par les deux modèles <i>MOD-iso</i> et <i>MOD-cine</i> en fin de mise en forme et avant l'étape de retour élastique - Conditions de simulation : $400^{\circ}C$ suivant la direction de laminage (<i>RD</i>), une vitesse de déplacement de $0,5\text{ mm/s}$ et un jeu de $1,7\text{ mm}$	120
4.12	Trajets de chargement en contraintes principales - déformations principales obtenus pour les deux modèles de comportement (<i>MOD-iso</i> et <i>MOD-cine</i>) en fonction de la température.	122
4.13	Comparaison de l'évolution de l'effort d'emboutissage expérimental et numérique	125
4.14	Présentation de la géométrie industrielle	126
4.15	Présentation des différents outils utilisés pour la simulation E.F. de la mise en forme de la pièce industrielle	127
4.16	Présentation de la déformation des éléments du maillage pour les mêmes conditions de mise en forme à mi-course de la dernière étape et les deux modèles de comportement <i>MOD-cine</i> et <i>MOD-iso</i>	130
4.17	Présentation du flan initial et octogonal.	131
4.18	Présentation des cinq zones choisies pour la comparaison des résultats. <i>ML</i> = Mur Long, <i>MC</i> = Mur court, <i>DM</i> = Double marche, <i>R1</i> et <i>R2</i> = Rayons.	132
4.19	Mise en évidence de l'avalement de matière (mm) en fonction du type d'écrouissage : <i>MOD-iso</i> à gauche et <i>MOD-cine</i> à droite à $400^{\circ}C$	132
4.20	Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction des zones définies par la figure 4.18 à $400^{\circ}C$	134
4.21	Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction du temps des éléments définis par la figure 4.18 pour les trois critères de plasticité <i>von Mises</i> , <i>Hill48</i> et <i>Barlat91</i> à $400^{\circ}C$	136
4.22	Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction des zones définies par la figure 4.18 pour les deux températures de l'étude ($T = 400^{\circ}C$ et $500^{\circ}C$) et un modèle de comportement <i>MOD-$\kappa 8$</i>	138
4.23	Cartographies des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} et des champs d'épaisseur (STH) sur la géométrie en fin d'emboutissage pour les deux températures $400^{\circ}C$ (à gauche) et $500^{\circ}C$ (à droite) et un modèle de comportement <i>MOD-$\kappa 8$</i>	139
4.24	Présentation des courbes limite de formage identifiées par Kotkunde et al. [Kotkunde+2017] et recalées sur les résultats de notre étude.	141

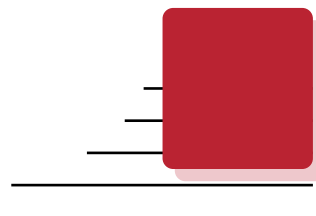
4.25	Présentation des déformations de la pièce industrielle pour les trois étapes de mise en forme dans le diagramme des déformations principales (à gauche) et sur la géométrie (à droite) à 500°C et utilisant un modèle de comportement <i>MOD-κ8</i>	142
A.1	Représentation du réglage des paramètres de <i>ROI</i> et de <i>subset</i>	154
A.2	Représentation schématique de l'équation A.1.1	155
A.3	Graphe déformation axiale ε_{xx} en fonction du temps pour le calcul de l'erreur de mesure	155
A.4	Effet de la vitesse de déformation. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour trois vitesses de déformation : 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 400°C.	156
A.5	Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 400°C.	157
A.6	Effet de la vitesse de déformation. Graphe contrainte vraie / déformation vraie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour trois vitesses de déformation : 10^{-2}s^{-1} , 10^{-3}s^{-1} , 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 500°C.	158
A.7	Calcul du coefficient d'anisotropie. Graphe $\varepsilon_{yy}^{pl} / \varepsilon_{zz}^{pl}$ pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V pour une vitesse de déformation de 10^{-4}s^{-1} suivant trois directions : direction de laminage (<i>RD</i>), à 45° de la direction de laminage (<i>DD</i>) et perpendiculaire à la direction de laminage (<i>TD</i>) à 500°C.	159
C.1	Cartographies des contraintes équivalentes de von Mises σ_{eq} , des déformations plastiques équivalentes ε_{eq}^{pl} et des champs d'épaisseur (STH) sur la géométrie Omega en fin d'emboutissage pour les deux modèles <i>MOD-cine</i> et <i>MOD-iso</i> à 400°C.	175
C.2	Présentation du maillage du presseur.	178
C.3	Présentation du maillage de la lame-supérieure.	178
C.4	Présentation du maillage du flan.	179
C.5	Présentation du maillage de la lame-inférieure.	179
C.6	Présentation du maillage de la matrice.	179
C.7	Evolution de la déformation plastique équivalente ε_{eq}^{pl} et de la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} en fonction du temps des éléments définis par la figure 4.18 pour les trois critères de plasticité <i>von Mises</i> , <i>Hill48</i> et <i>Barlat91</i> à 500°C.	181
C.8	Présentation des déformations de la pièce industrielle pour les trois étapes de mise en forme dans le diagramme des déformations principales (à gauche) et sur la géométrie (à droite) à 400°C et utilisant un modèle de comportement <i>MOD-κ8</i>	183



Liste des tableaux

1.1	Composition chimique (en % massique) de l'alliage Ti-6Al-4V préconisée par l'ASTM [ASTM2009] et composition de l'alliage de l'étude.	10
1.2	Propriétés de l'alliage de titane Ti-6Al-4V à différentes températures. .	11
2.1	Composition chimique moyenne de l'alliage de titane Ti-6Al-4V de l'étude.	46
2.2	Conditions des essais de traction en grandes déformations ($\dagger=GD$) et en petites déformations($\ddagger=PD$) pour les directions de sollicitation RD , DD et TD et pour les vitesses de déformation de 10^{-2}s^{-1} à 10^{-4}s^{-1}	50
2.3	Récapitulatif des valeurs de limite d'élasticité et de coefficient d'anisotropie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 400°C en grandes déformations. Σ_r représente l'écart-type de l'ensemble des coefficients d'anisotropie dans une direction.	62
2.4	Récapitulatif des valeurs de limite d'élasticité et de coefficient d'anisotropie pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V à 500°C en grandes déformations. Σ_r représente l'écart-type de l'ensemble des coefficients d'anisotropie dans une direction.	64
2.5	Récapitulatif des valeurs des modules d'élasticité, des limites d'élasticité et contraintes obtenues en fin de relaxation (σ_{relax}) pour l'alliage de titane Ti-6Al-4V aux deux températures retenues 400°C et 500°C en petites déformations.	69
3.1	Valeurs de l'identification des coefficients du critère de <i>Hill48</i> à 400°C .	80
3.2	Valeurs de l'identification des coefficients du critère de <i>Hill48</i> à 500°C .	80
3.3	Valeurs des contraintes de cisaillement et coordonnées des contraintes d'écoulement suivant l'angle α à 400°C et 500°C	82
3.4	Valeurs des coefficients du critère de <i>Barlat91</i> à 400°C et 500°C	87
3.5	Valeurs des paramètres identifiés de la loi de comportement pour les différents critères de plasticité.	94
3.6	Récapitulatif des différents modèles de comportement	100

4.1	Valeurs des paramètres des essais d'emboutissage sur éprouvettes technologiques - Orientation : {RD= <i>Rolling direction</i> , TD= <i>Transverse Direction</i> et DD= <i>Diagonal Direction</i> } et efforts F enregistrés pour un déplacement de 35 mm.	110
4.2	Mesures expérimentales des valeurs des angles γ_i et θ_i quantifiant le retour élastique des éprouvettes après mise en forme, incertitudes : $\pm 0,25^\circ$.114	
4.3	Valeurs des angles γ et θ : de la pièce de référence, fournies par les deux modèles et mesurées expérimentalement pour les conditions suivantes : direction de laminage (RD) - vitesse de poinçon de 0,5 mm/s et un jeu de 1,7 mm. Les valeurs entre () représentent l'écart avec les valeurs expérimentales.	121
4.4	Valeurs de l'effort F à 35 mm et des angles γ et θ numériques quantifiant le retour élastique des éprouvettes pour les conditions suivantes : direction de laminage (RD) - vitesse de poinçon de 0,5 mm/s, un jeu de 1,7 mm et un coefficient de frottement $\mu = 0.4$ à 400°C et $\mu = 0.45$ à 500°C. Les valeurs entre '()' représentent l'écart avec les valeurs expérimentales. . .	123
4.5	Valeurs numériques des efforts pour un déplacement de 35 mm et des angles γ et θ quantifiant le retour élastique des éprouvettes.	124



Bibliographie par auteur

- [Abspoel+2013] M. ABSPOEL, M.E. SCHOLTING et J.M.M. DROOG. « [A new method for predicting Forming Limit Curves from mechanical properties](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 213.5 (2013), p. 759–769 (cf. p. [141](#), [150](#)).
- [Adamus2009] J. ADAMUS. « [Stamping of Titanium Sheets](#) ». In : *Key Engineering Materials* 410-411 (2009), p. 279–288 (cf. p. [22](#)).
- [Åkerström2006] P. ÅKERSTRÖM. « [Modelling and Simulation of Hot Stamping](#) ». Thèse de doct. Luleå University of Technology, 2006 (cf. p. [6](#), [21](#)).
- [Alabort+2015] E. ALABORT, D. PUTMAN et R. C. REED. « [Superplasticity in Ti – 6Al – 4V : Characterisation , modelling and applications](#) ». In : *Acta Materialia* 95 (2015), p. 428–442 (cf. p. [6](#), [17](#), [25](#), [40](#), [46](#), [59](#)).
- [Aladjem1973] A. ALADJEM. « [Review Anodic oxidation of titanium and its alloys](#) ». In : *Journal of Materials Science* 8.5 (1973), p. 688–704 (cf. p. [54](#), [55](#)).
- [Arrieux1995] R. ARRIEUX. « [Determination and use of the forming limit stress diagrams in sheet metal forming](#) ». In : *Journal of Materials Processing Tech.* 53.1-2 (1995), p. 47–56 (cf. p. [22](#)).
- [ASTM2009] ASTM. *Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Bars and Billets 1*. Rapp. tech. West Conshohocken, 2009 (cf. p. [8](#), [10](#), [24](#)).
- [Balasubramanian+2002] S. BALASUBRAMANIAN et L. ANAND. « [Plasticity of initially textured hexagonal polycrystals at high homologous temperatures: Application to titanium](#) ». In : *Acta Materialia* 50 (2002), p. 133–148 (cf. p. [8](#)).
- [Balcaen2013] Y. BALCAEN. « [Etude des mécanismes de déformation du titane T40 en formage incrémental](#) ». Thèse de doct. Institut National Polytechnique de Toulouse (INP Toulouse), 2013, p. 188 (cf. p. [19](#)).

- [Banabic2010] D. BANABIC. « [Sheet Metal Forming Processes: Constitutive Modelling and Numerical Simulation](#) ». In : *Edition SPRINGER*. 2010, p. XV, 301 (cf. p. 18, 19, 27, 28, 30, 36, 37, 40, 48, 50, 74, 82).
- [Bariani+2013] P.F. BARIANI, S. BRUSCHI, A. GHIOTTI et F. MICHIELETTO. « [Hot stamping of AA5083 aluminium alloy sheets](#) ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 62.1 (2013), p. 251–254 (cf. p. 21).
- [Barlat+2005] F. BARLAT, H. ARETZ, J W. YOON, M E. KARABIN, J C. BREM et R E. DICK. « [Linear transformation-based anisotropic yield functions](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 21.5 (2005), p. 1009–1039 (cf. p. 30).
- [Barlat+2003] F. BARLAT, J C. BREM, J W. YOON, K. CHUNG, R E. DICK, D J. LEGE, F. POURBOGHRAAT, S H. CHOI et E. CHU. « [Plane stress yield function for aluminum alloy sheets - Part 1: Theory](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 19.9 (2003), p. 1297–1319 (cf. p. 30).
- [Barlat+1991] F. BARLAT, D J. LEGE et J C. BREM. « [A six-component yield function for anisotropic materials](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 7.7 (1991), p. 693–712 (cf. p. 28, 77, 82, 87).
- [Beal+2006] J D. BEAL, R. BOYER, D. SANDERS et BOEING COMPANY. « [Forming of Titanium and Titanium Alloys](#) ». In : *ASM International* 14 (2006), p. 656–669 (cf. p. 9).
- [Bellet1988] M. BELLET. « [Modélisation numérique du formage superplastique de tôles](#) ». Thèse de doct. ECOLE NATIONALE SUPERIEURE DES MINES DE PARIS, 1988 (cf. p. 8, 20, 25, 41).
- [Bieler+2002] T R. BIELER et S L. SEMIATIN. « [The origins of heterogeneous deformation during primary hot working of Ti-6Al-4V](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 18 (2002), p. 1165–1189 (cf. p. 9).
- [Bishop+1951] J.F.W. BISHOP et R. HILL. « [XLVI. A theory of the plastic distortion of a polycrystalline aggregate under combined stresses.](#) » In : *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science* 42.327 (1951), p. 414–427 (cf. p. 24).
- [Blandin+1996] J-J. BLANDIN et M. SUERY. « [Superplasticité](#) ». In : *Techniques de l'ingénieur* M613 (1996), p. 1–21 (cf. p. 1, 20).
- [Blau+1998] P J. BLAU, R R. BOYER, K H. ECKELMEYER, D D. HUFFMAN, L J. KORB, David V. NEFF, D. LEROY OLSON, D B. O'NEIL, T S. PIWONKA, S L. SEMIATIN, G F. VANDER VOORT et Harry W. WALTON. *Metals Handbook Desk Edition*. ASM International, 1998, p. 2571 (cf. p. 7, 11).
- [Boger+2005] R K. BOGER, R H. WAGONER, F. BARLAT, M G. LEE et K. CHUNG. « [Continuous, large strain, tension/compression testing of sheet material](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 21.12 (2005), p. 2319–2343 (cf. p. 65).
- [BöhlerUddeholm] BÖHLER-UDDEHOLM. *BÖHLER* (cf. p. 108).

-
- [Boyer+1994] R. BOYER, G. WELSCH et E W. COLLINGS. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*. ASM International, 1994, p. xxii 1176 (cf. p. 8).
- [Bron+2004] F. BRON et J. BESSON. « A yield function for anisotropic materials Application to aluminum alloys ». In : *International Journal of Plasticity* 20.4-5 (2004), p. 937–963 (cf. p. 168).
- [Burgers1934] W G. BURGERS. « On the process of transition of the cubic-body-centered modification into the hexagonal-close-packed modification of zirconium ». In : *Physica* 1.7-12 (1934), p. 561–586 (cf. p. 9).
- [Cayssials1998] F CAYSSIALS. « A new method for predicting FLC. » In : *Proceedings of the 20th IDDRG*. Brussels, Belgium, 1998, p. 443–454 (cf. p. 141, 150).
- [Cazacu+2006] O. CAZACU, B. PLUNKETT et F. BARLAT. « Orthotropic yield criterion for hexagonal closed packed metals ». In : *International Journal of Plasticity* 22.7 (2006), p. 1171–1194 (cf. p. 28–30, 40, 41, 77, 103).
- [Chaboche2008] J. L. CHABOCHE. « A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories ». In : *International Journal of Plasticity* 24.10 (2008), p. 1642–1693 (cf. p. 26, 34, 35, 41, 74, 75, 161).
- [Chaboche+1996] J L. CHABOCHE et G. CAILLETAUD. « Integration methods for complex plastic constitutive ». In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 133.1-2 (1996), p. 125–155 (cf. p. 75, 101).
- [Chaboche+1995] J. L. CHABOCHE, N. MAYAS et P. PAULMIER. « Thermodynamic modeling of viscoplasticity, recovery and aging processes. » In : *Comptes rendus de l'Académie des sciences II* (1995), p. 9–16 (cf. p. 41, 74, 161, 162).
- [Chartrel2016] B. CHARTREL. « Analyse et optimisation des procédés de formage de pièces en alliage de Titane ». Thèse de doct. Université de recherche Paris Sciences et Lettres, 2016, p. 136 (cf. p. 6, 12–14, 19–21, 25, 37, 40, 42, 59, 63).
- [Chartrel+2013] B. CHARTREL et E. MASSONI. « Emboutissage à chaud d'une tôle de Ti6Al4V : Expérimentation et modélisation ». In : *11e Colloque National en Calcul des Structures*. France, 2013, p. 5–6 (cf. p. 21, 30).
- [Chen+2012] X. CHEN, N. XU, L. YANG et D. XIANG. « High temperature displacement and strain measurement using a monochromatic light illuminated stereo digital image correlation system ». In : *Measurement Science and Technology* 23.12 (2012) (cf. p. 39, 53).
- [Chipot2002] C. CHIPOT. « Les méthodes numériques de la dynamique moléculaire ». 2002 (cf. p. 24).
- [Chun+2001] B K. CHUN, H Y. KIM et J K LEE. « Modeling the Bauschinger effect for sheet metals, part II: applications ». In : *International Journal of Plasticity* 18.5-6 (2001), p. 597–616 (cf. p. 75).
- [Col2002] A. COL. « Emboutissage des tôles - Importance des modes de déformations ». In : *Techniques de l'ingénieur M3180* (2002), p. 1–23 (cf. p. 31).

- [Col2010] A. COL. *L'emboutissage des aciers*. Edition Dunod, 2010, p. 1–541 (cf. p. 1, 6, 16, 18, 22, 23, 40, 70).
- [Col2011a] A. COL. « Emboutissage des tôles - Aspect mécanique ». In : *Techniques de l'ingénieur* BM7511 (2011), p. 1–13 (cf. p. 18).
- [Col2011b] A. COL. « Emboutissage des tôles - Importance des modes de déformations ». In : *Techniques de l'ingénieur* BM7510 (2011), p. 1–25 (cf. p. 18, 19, 40, 44, 45, 141, 150).
- [Combres1999] Y. COMBRES. « Mise en forme des alliages de titane ». In : *Techniques de l'ingénieur* M3160 (1999) (cf. p. 1, 2, 15, 21).
- [Combres2010] Y. COMBRES. « Propriétés du titane et de ses alliages ». In : *Techniques de l'ingénieur* M4780 (2010), p. 1–20 (cf. p. 6, 8–11).
- [Combres2013] Y. COMBRES. « Traitements thermiques des alliages de titane ». In : *Techniques de l'ingénieur* M1335 (2013), p. 1–31 (cf. p. 8–10, 46).
- [Correlated Solutions2017] CORRELATED SOLUTIONS. *Non-Contracting Measurement Solutions*. 2017 (cf. p. 38, 52).
- [Crisfield2000] M A. CRISFIELD. *Non-linear Finite Element Analysis of Solids and Structures*. Edition Wiley, 2000, p. 494 (cf. p. 106).
- [Decultot2009] N. DECULTOT. « Formage incrémental de tôle d'aluminium : étude du procédé à l'aide de la mesure de champs et identification de modèles de comportement ». Thèse de doct. Université Paul Sabatier – Toulouse 3, 2009, p. 236 (cf. p. 79).
- [Dietrich+1979] R. DIETRICH, G. FACY, E. HUGONNAUD, M. POMPIDOU et J.P. TROIGNON. *Précis de Construction Mécanique - Tome 2 - Méthodes, Fabrication et Normalisation*. Edition Nathan, 1979 (cf. p. 6, 19).
- [Djavanroodi+2010] F. DJAVANROODI et A. DEROGAR. « Experimental and numerical evaluation of forming limit diagram for Ti6Al4V titanium and Al6061-T6 aluminum alloys sheets ». In : *Materials & Design* 31.10 (2010), p. 4866–4875 (cf. p. 19).
- [Dohda+2015] K. DOHDA, C. BOHER, F. REZAI-ARIA et N. MAHAYOTSANUN. « Tribology in metal forming at elevated temperatures ». In : *Friction* 3.1 (2015), p. 1–27 (cf. p. 149).
- [Dong+2017] Y L. DONG et B. PAN. « A Review of Speckle Pattern Fabrication and Assessment for Digital Image Correlation ». In : *Experimental Mechanics* 57.8 (2017), p. 1161–1181 (cf. p. 38, 39, 53).
- [Doquet+2015] V. DOQUET et B. BARKIA. « A micromechanical model of the viscoplastic behaviour of titanium accounting for its anisotropic and strain-rate-dependent viscosity ». In : *Mechanics of Time-Dependent Materials* 19.2 (2015), p. 153–166 (cf. p. 6, 75).
- [Eggertsen+2010] P-A. EGGERTSEN et K. MATTIASSON. « Uniaxial tension/compression tests and cyclic bending tests for hardening parameter identification ». In : *The*

-
- International Deep Drawing Research Group*. T. 1. 1. Graz, Austria, 2010, p. 565–574 (cf. p. 36, 65).
- [Firat+2008] M. FIRAT, B. KAFTANOGLU et O. ESER. « Sheet metal forming analyses with an emphasis on the springback deformation ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 19.2 (2008), p. 153–166 (cf. p. 6, 31).
- [Foerch+1997] R. FOERCH, J. BESSON, G. CAILLETAUD et P. PILVIN. « Polymorphic constitutive equations in finite element codes ». In : *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering* 141.96 (1997), p. 355–372 (cf. p. 101).
- [Froes+2018] F H. FROES et M QIAN. *Titanium in Medical and Dental Applications*. Woodhead Publishing, 2018, p. 347–369 (cf. p. 7).
- [Frost+1982] Harold J FROST et Michael F ASHBY. *Deformation-mechanism maps : the plasticity and creep of metals and ceramics*. Pergamon Press, 1982, p. 166 (cf. p. 32, 41).
- [Gensamer1946] M. GENSAMER. « Strength and Ductility ». In : *Metallography, Microstructure, and Analysis* 6.2 (1946), p. 171–185 (cf. p. 22).
- [Ghaffari Tari+2013] D. GHAFFARI TARI, M. J. WORSWICK et S. WINKLER. « Experimental studies of deep drawing of AZ31B magnesium alloy sheet under various thermal conditions ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 213.8 (2013), p. 1337–1347 (cf. p. 21).
- [Ghorbel+2006] A. GHORBEL, R. MONNEAU et M. EL RHABI. « Comportement mécanique par homogénéisation de la dynamique des dislocations ». 2006 (cf. p. 24).
- [Gilles+2012] G. GILLES, O. CAZACU, W. HAMMAMI, A M. HABRAKEN et L. DUCHÊNE. « Experimental and numerical study of TA-6V mechanical behavior in different monotonic loading conditions at room temperature ». In : *Procedia IUTAM* 3 (2012), p. 100–114 (cf. p. 29, 59, 61, 70, 103).
- [Gilles+2013] G. GILLES, A. M. HABRAKEN, O. CAZACU, T. BALAN et L. DUCHÊNE. « Experimental and numerical study of TA6V mechanical behavior under different quasi-static strain paths at room temperature ». In : *AIP Conference Proceedings* 1532 (2013), p. 651–656 (cf. p. 25).
- [Gilles+2011] G. GILLES, W. HAMMAMI, V. LIBERTIAUX, O. CAZACU, J.H. YOON, T. KUWABARA, A.M. HABRAKEN et L. DUCHÊNE. « Experimental characterization and elasto-plastic modeling of the quasi-static mechanical response of TA-6V at room temperature ». In : *International Journal of Solids and Structures* 48.9 (2011), p. 1277–1289 (cf. p. 6, 15, 19, 25, 28–30, 33, 36, 37, 40, 41, 65, 77).
- [GOM] GOM. *ARAMIS - 3D Motion and Deformation Sensor* (cf. p. 38).
- [Grant+2009] B M B. GRANT, H J. STONE, P J. WITHERS et M. PREUSS. « High-temperature strain field measurement using digital image correlation ». In : *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design* 44.4 (2009), p. 263–271 (cf. p. 38, 39, 42).

- [Haddag+2007] B. HADDAG, T. BALAN et F. ABED-MERAİM. « Investigation of advanced strain-path dependent material models for sheet metal forming simulations ». In : *International Journal of Plasticity* 23.6 (2007), p. 951–979 (cf. p. 31).
- [Haddag+2005] B. HADDAG, T. BALAN et F. ABED-MERAİM. « Springback Simulation : Impact of Some Advanced Constitutive Models and Numerical Parameters ». In : *Numisheet 2005*. 1. 2005, p. 286–291 (cf. p. 31).
- [Hamilton1987] C. H. HAMILTON. « Superplastic Sheet Forming ». In : *ASM International* 14th (1987), p. 345–361 (cf. p. 13, 40).
- [Hickman1969] B S. HICKMAN. « The formation of omega phase in titanium and zirconium alloys: A review ». In : *Journal of Materials Science* 4 (1969), p. 554–563 (cf. p. 9).
- [Hill1948] R. HILL. « A Theory of the Yielding and Plastic Flow of Anisotropic Metals ». In : *Proceedings of the Royal Society A* 193.1033 (1948), p. 281–297 (cf. p. 27, 29, 77, 78, 80).
- [Hoffmann+2003] H. HOFFMANN et C. VOGL. « Determination of True Stress-Strain-Curves and Normal Anisotropy in Tensile Tests with Optical Strain Measurement ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 52.2 (2003), p. 217–220 (cf. p. 38).
- [Hosford+2014] W. F. HOSFORD et R. M. CADDELL. *Metal Forming. Mechanics and Metallurgy*. Sous la dir. de CAMBRIDGE UNIVERSITY PRESS. 4th Editio. 2014, p. 344 (cf. p. 141).
- [Hull+2011] D. HULL et D J. BACON. *Introduction to Dislocations, Fifth Edition*. Edition Elsevier, 2011, p. 272 (cf. p. 32, 41).
- [ISO2008] ISO. *Determination of forming-limit curves in the laboratory*. Rapp. tech. 2008 (cf. p. 22).
- [Jaoul2008] B. JAOUL. *Etude de la plasticité et application aux métaux*. Sous la dir. de PRESSES DES MINES. 2008, p. 597 (cf. p. 33).
- [Jones+2017] E M C. JONES et P. L. REU. « Distortion of Digital Image Correlation (DIC) Displacements and Strains from Heat Waves ». In : *Experimental Mechanics* (2017), p. 24 (cf. p. 38, 39, 42, 148).
- [Julien2017] R. JULIEN. « Comportement thermomécanique et évolution microstructurale d'un alliage Ti-6Al-4V forgé Alpha + Bêta, durant la trempe : expérimentations, analyses et modélisation ». Thèse de doct. École Nationale Supérieure des Mines d'Albi-Carmaux, 2017 (cf. p. 6, 33).
- [Karbasian+2010] H. KARBASIAN et A E. TEKKAYA. « A Review on Hot Stamping ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 210 (2010), p. 2103–2118 (cf. p. 6, 21).
- [Kocks+2000] U. F. KOCKS, C. N. TOMÉ et H. -R. WENK. *Texture and Anisotropy : Preferred orientations in polycrystals and their effect on materials properties*. 2000, p. 692 (cf. p. 33).

-
- [Kotkunde+2014a] N. KOTKUNDE, A. BALU, A K. GUPTA et S K. SINGH. « Flow Stress Prediction of Ti-6Al-4V Alloy at Elevated Temperature Using Artificial Neural Network ». In : *Applied Mechanics and Materials* 612 (2014), p. 83–88 (cf. p. 6, 25, 28, 87, 88).
- [Kotkunde+2014b] N. KOTKUNDE, A D. DEOLE, A K. GUPTA et S K. SINGH. « Experimental and numerical investigation of anisotropic yield criteria for warm deep drawing of Ti-6Al-4V alloy ». In : *Materials & Design* 63 (2014), p. 336–344 (cf. p. 20, 23, 30, 31, 41, 77, 103, 165).
- [Kotkunde+2014c] N. KOTKUNDE, A D. DEOLE, A K. GUPTA, S K. SINGH et B. ADITYA. « Failure and formability studies in warm deep drawing of Ti-6Al-4V alloy ». In : *Materials and Design* 60 (2014), p. 540–547 (cf. p. 20, 41, 59).
- [Kotkunde+2017] N. KOTKUNDE, G. KRISHNA et S. KRISHNA SHENOY. « Experimental and theoretical investigation of forming limit diagram for Ti-6Al-4 V alloy at warm condition ». In : *International Journal of Material* 10 (2017), p. 255–266 (cf. p. 11, 23, 41, 140, 141).
- [Kotkunde+2014d] N. KOTKUNDE, H N. KRISHNAMURTHY, P. PURANIK, A K. GUPTA et S K. SINGH. « Microstructure study and constitutive modeling of Ti-6Al-4V alloy at elevated temperatures ». In : *Materials and Design* 54 (2014), p. 96–103 (cf. p. 25, 51).
- [LaMCoS+] LAMCoS et INSA-LYON. *ICASOFT - Digital Image Correlation Software* (cf. p. 38).
- [Lecomte2000] J S. LECOMTE. « Etude de la plasticité de l’alliage TA6V entre 25°C et 800°C ». Thèse de doct. Université de Metz, 2000, p. 165 (cf. p. 12, 14, 40, 64).
- [Lee+2012] J Y. LEE, J W. LEE, M G. LEE et F. BARLAT. « An application of homogeneous anisotropic hardening to springback prediction in pre-strained U-draw/bending ». In : *International Journal of Solids and Structures* 49.25 (2012), p. 3562–3572 (cf. p. 31).
- [Lemaitre+2009] J. LEMAITRE, J-L. CHABOCHE, A. BENALLAL et R. DESMORAT. *Mécanique des matériaux solides*. Edition Dunod, 2009, p. 1–577 (cf. p. 11, 25–28, 31, 33–35, 41, 50, 66, 74–76, 78, 161, 164).
- [Lemaitre+2005] J. LEMAITRE et R. DESMORAT. *Engineering Damage Mechanics Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures*. eng. 2005 (cf. p. 150).
- [Leplay+2015] P. LEPLAY et O. LAFFORGUE. « Analysis of Asymmetrical Creep of a Ceramic at 1350°C by Digital Image Correlation ». In : *Journal of the American Ceramic Society* 98 (2015), p. 2240–2247 (cf. p. 38, 53).
- [Leyens+2003] C. LEYENS et M. PETERS. *Titanium and titanium alloys*. Edition Wiley-VCH, 2003 (cf. p. 9, 48).
- [Lütjering1998] G. LÜTJERING. « Influence of processing on microstructure and mechanical properties of (α + β) titanium alloys ». In : *Materials Science and Engineering: A* 243 (1998), p. 32–45 (cf. p. 21).

- [Lütjering+2007] G. LÜTJERING et J C. WILLIAMS. *Titanium*. Edition Springer, 2007, p. 449 (cf. p. 1, 7, 8, 10, 11, 15, 16, 46).
- [Lyons+1996] J S. LYONS, J. LIU et M A. SUTTON. « High-temperature Deformation Measurements Using Digital-image Correlation ». In : *Experimental Mechanics* 36.1 (1996), p. 64–70 (cf. p. 38, 42, 52).
- [Maeno+2017] T. MAENO, K. MORI et R. YACHI. « Hot stamping of high-strength aluminium alloy aircraft parts using quick heating ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 66.1 (2017), p. 269–272 (cf. p. 21).
- [Majorell+2002] A. MAJORELL, S. SRIVATSA et R C. PICU. « Mechanical behavior of Ti-6Al-4V at high and moderate temperatures - Part I: Experimental results ». In : *Materials Science and Engineering A* 326 (2002), p. 297–305 (cf. p. 14, 25, 40, 41, 59).
- [Makinouchi1993] A. MAKINOUCHI. « International Conference Numerical Simulation of 3-D Sheet Metal Forming Processes ». In : *NUMISHEET '93*. Japan, 1993 (cf. p. 107).
- [Marciniak+2002] Z. MARCINIAK, J L. DUNCAN et S J. HU. *Mechanics of sheet metal forming*. Sous la dir. d'EDITION ELSEVIER. Edition Elsevier, 2002, p. 221 (cf. p. 18, 19, 40, 50, 74).
- [Martinier2005] A. MARTINIER. « Etude de la durée de vie des aciers réfractaires pour les moules de formage superplastique :Essais et Simulations ». Thèse de doct. 2005, p. 220 (cf. p. 2).
- [MinesParisTech+2014] MINES-PARISTECH, NORTHWEST-NUMERICS-MODELING et ONERA. « Material & Structure Analysis Suite : Materials manual ». 2014 (cf. p. 91, 168).
- [Nalewajk2005] V. NALEWAJK. « Optimisation de l'emboutissage à tiède des alliages légers ». Thèse de doct. Ecole nationale supérieure des Mines de Paris, 2005, p. 163 (cf. p. 21).
- [Neugebauer+2006] R. NEUGEBAUER, T. ALTAN, M. GEIGER, M. KLEINER et A. STERZING. « Sheet metal forming at elevated temperatures ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 55.2 (2006), p. 793–816 (cf. p. 21).
- [Nixon+2010] M E. NIXON, O. CAZACU et RA. LEBENSOHN. « Anisotropic response of high-purity alpha-titanium: Experimental characterization and constitutive modeling ». In : *International Journal of Plasticity* 26.4 (2010), p. 516–532 (cf. p. 70).
- [Odenberger2005] E L. ODENBERGER. « Material Characterisation for Analyses of Titanium Sheet Metal Forming ». Thèse de doct. Luleå University of Technology, 2005, p. 120 (cf. p. 6, 37, 40).
- [Odenberger2009] E L. ODENBERGER. « Concepts for Hot Sheet Metal Forming of Titanium Alloys ». Thèse de doct. Luleå University of Technology, 2009, p. 190 (cf. p. 2, 21, 42).

-
- [Odenberger+2013a] E L. ODENBERGER, J. HERTZMAN, P. THILDERKVIST, M. MERKLEIN, A. KUPPERT, T. STÖHR, J. LECHLER et M. OLDENBURG. « [Thermo-mechanical sheet metal forming of aero engine components in Ti-6Al-4V – PART 1: Material characterisation](#) ». In : *International Journal of Material Forming* 6.3 (2013), p. 391–402 (cf. p. [11–13](#), [16](#), [23](#), [25](#), [40](#), [41](#), [60](#), [61](#), [63](#), [65](#), [71](#), [140](#)).
- [Odenberger+2008a] E L. ODENBERGER, M. JANSSON, P. THILDERKVIST, H. GUSTAVSSON et M. OLDENBURG. « A short lead time methodology for design, compensation and manufacturing of deep drawing tools for inconel 718 ». In : *IDDRG 2008*. Sweden, 2008 (cf. p. [25](#)).
- [Odenberger+2011] E L. ODENBERGER, M. OLDENBURG, P. THILDERKVIST, T. STOEHR, J. LECHLER et M. MERKLEIN. « [Tool development based on modelling and simulation of hot sheet metal forming of Ti-6Al-4V titanium alloy](#) ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 211.8 (2011), p. 1324–1335 (cf. p. [6](#), [33](#)).
- [Odenberger+2008b] E L. ODENBERGER, R. PEDERSON et M. OLDENBURG. « [Thermo-mechanical material response and hot sheet metal forming of Ti-6242](#) ». In : *Materials Science and Engineering: A* 489.1–2 (2008), p. 158–168 (cf. p. [6](#), [20](#), [21](#), [36](#), [107](#), [110](#)).
- [Odenberger+2013b] E L. ODENBERGER, M. SCHILL et M. OLDENBURG. « [Thermo-mechanical sheet metal forming of aero engine components in Ti-6Al-4V—PART 2: Constitutive modelling and validation](#) ». In : *International Journal of Material Forming* 6.3 (2013), p. 403–416 (cf. p. [6](#), [28](#), [30](#), [77](#), [87](#), [88](#), [103](#), [165](#)).
- [Orteu2002] J-J. ORTEU. « [Mesure 3D de formes et de déformations par stéréovision](#) ». In : *Techniques de l'ingénieur* BM7015 (2002), p. 13 (cf. p. [35](#), [38](#)).
- [Pan+2014] B. PAN, T. JIANG et D. WU. « [Strain measurement of objects subjected to aerodynamic heating using digital image correlation: Experimental design and preliminary results](#) ». In : *Review of Scientific Instruments* 85.11 (nov. 2014), p. 115102 (cf. p. [39](#)).
- [Plunkett+2008] B. PLUNKETT, O. CAZACU et F. BARLAT. « [Orthotropic yield criteria for description of the anisotropy in tension and compression of sheet metals](#) ». In : *International Journal of Plasticity* 24 (2008), p. 847–866 (cf. p. [29](#), [30](#), [77](#)).
- [Pottier2010] T. POTTIER. « Identification paramétrique par recalage de modèles d'éléments finis couplée à des mesures de champs cinématiques et thermiques ». Thèse de doct. Université Savoie Mont Blanc, 2010 (cf. p. [39](#)).
- [Pottier+2011] T POTTIER, F TOUSSAINT et P VACHER. « [Contribution of heterogeneous strain field measurements and boundary conditions modelling in inverse identification of material parameters](#) ». In : *European Journal of Mechanics / A Solids* 30.3 (2011), p. 373–382 (cf. p. [39](#)).
- [Pottier+2012] T. POTTIER, P · VACHER, F TOUSSAINT, H. LOUCHE et T. COUDERT. « [Out-of-plane Testing Procedure for Inverse Identification Purpose : Application](#) ».

- in *Sheet Metal Plasticity* ». In : *Experimental Mechanics* (2012), p. 951–963 (cf. p. 39).
- [PSA et Renault2017] PSA ET RENAULT. *CNOMO*. 2017 (cf. p. 19).
- [Revil Baudard+2009] B. REVIL BAUDARD et E. MOSSONI. « Simulation de la mise en forme d’alliage de titane à froid ». In : *19 ème Congrès Français de Mécanique*. France, 2009, p. 24–28 (cf. p. 30, 77, 103).
- [Revilbaudard2010] B. REVIL-BAUDARD. « Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid ». Thèse de doct. Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2010, p. 248 (cf. p. 19, 37, 41, 59).
- [Robert2007] Y. ROBERT. « Simulation numérique du soudage du TA6V par laser YAG impulsif : caractérisation expérimentale et modélisation des aspects thermomécaniques associés à ce procédé ». Thèse de doct. Ecole des Mines de Paris, 2007, p. 257 (cf. p. 11).
- [RondéOustau1995] F. RONDÉ-OUSTAU. « Conception et mise au point d’une gamme d’emboutissage ». In : *Techniques de l’ingénieur B7540* (1995), p. 1–18 (cf. p. 19).
- [Roth+2014] A. ROTH, M A. LEBYODKIN, T A. LEBEDKINA, J S. LECOMTE, T. RICHTON et K E K. AMOUZOU. « Mechanisms of anisotropy of mechanical properties of α -titanium in tension conditions ». In : *Materials Science and Engineering A* 596 (2014), p. 236–243 (cf. p. 15, 40).
- [Saanouni2012] SAANOUNI. *Damage mechanics in metal forming : advanced modeling and numerical simulation / Khemais Saanouni*. eng. London Hoboken : ISTE Wiley, 2012 (cf. p. 150).
- [Sabourin+2005] F. SABOURIN et P. SIMON. « Identification of a combined hardening and application to a "one-step" inverse approach ». In : *Complas’05*. Espagne, 2005 (cf. p. 16, 17, 31, 41, 45).
- [Semiatin+1998] S L. SEMIATIN, V. SEETHARAMAN et I. WEISS. « Hot workability of titanium and titanium aluminide alloys — an overview ». In : *Materials Science and Engineering: A* 243 (1998), p. 1–24 (cf. p. 22, 116, 117).
- [Simon+2005a] P. SIMON, F. SABOURIN, F. MORESTIN et L. PHAN. « Direct identification of a combined hardening with a cyclic bending test ». In : *IDDRG*. France, 2005, p. 1–10 (cf. p. 6).
- [Simon+2005b] P. SIMON, F. SABOURIN, F. MORESTIN et L. PHAN. « Direct identification of a combined hardening with a cyclic bending test ». In : *IDDRG*. France, 2005 (cf. p. 16).
- [SIMULIA] SIMULIA. *Documentation Abaqus 6.14* (cf. p. 116, 129).
- [Skinner1979] B J. SKINNER. « Earth resources ». In : *Proceedings of the National Academy of Sciences* 76.9 (1979), p. 4212–4217 (cf. p. 7).
- [Stutz+2013] L. STUTZ, W. BECK, S. ARENDS, V. VENTZKE et N. KASHAEV. « Material saving and cost reduction with hot forming of a U-shaped titanium part ». In : *9th European Conference on Superplastic Forming*. 2013 (cf. p. 6, 20, 41, 59).

-
- [Stutz+2014] L. STUTZ, W. BECK, S. ARENDS, V. VENTZKE et N. KASHAEV. « Material saving and cost reduction with hot forming of a U-shaped titanium part ». In : *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 45.9 (2014), p. 841–846 (cf. p. 2, 20, 25).
- [Sutton+2009] M. SUTTON, J-J. ORTEU et H W. SCHREIER. *Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements*. 2009 (cf. p. 38, 52, 53).
- [Tang+2010] B. TANG, X. LU, Z. WANG et Z. ZHAO. « Springback investigation of anisotropic aluminum alloy sheet with a mixed hardening rule and Barlat yield criteria in sheet metal forming ». In : *Materials and Design* 31.4 (2010), p. 2043–2050 (cf. p. 31, 32, 34).
- [Tritschler+2014] M. TRITSCHLER, A. BUTZ, D. HELM, G. FALKINGER et J. KIESE. « Experimental analysis and modeling of the anisotropic response of titanium alloy Ti-X for quasi-static loading at room temperature ». In : *International Journal of Material Forming* 7.3 (2014), p. 259–273 (cf. p. 15, 16, 25, 30, 36, 40, 41, 77).
- [Tuninetti+2015] V. TUNINETTI, G. GILLES, O. MILIS, T. PARDOEN et A M. HABRAKEN. « Anisotropy and tension–compression asymmetry modeling of the room temperature plastic response of Ti–6Al–4V ». In : *International Journal of Plasticity* 67.1 (2015), p. 53–68 (cf. p. 11, 25, 28, 30, 37, 41, 71).
- [Tuninetti+2014] V. TUNINETTI et A M. HABRAKEN. « Impact of anisotropy and viscosity to model the mechanical behavior of Ti–6Al–4V alloy ». In : *Materials Science and Engineering: A* 605.1 (2014), p. 39–50 (cf. p. 15, 40).
- [Turetta+2006] A. TURETTA, S. BRUSCHI et A. GHIOTTI. « Investigation of 22MnB5 formability in hot stamping operations ». In : *Journal of Materials Processing Technology Proceedings of the 11th International Conference on Metal Forming 2006* 177.1-3 (2006), p. 396–400 (cf. p. 21).
- [Vanderhasten2007] M. VANDERHASTEN. « Ti-6Al-4V: Deformation map and modelisation of tensile behaviour ». Thèse de doct. Royal Military Academy - Katholieke Universiteit Leuven, 2007 (cf. p. 11–14, 25, 40, 46, 49).
- [Vanderhasten+2008] M. VANDERHASTEN, L. RABET et B. VERLINDEN. « Ti–6Al–4V: Deformation map and modelisation of tensile behaviour ». In : *Materials & Design* 29.6 (2008), p. 1090–1098 (cf. p. 14).
- [Veiga+2012] C. VEIGA, J-P. DAVIM et A J R. LOUREIRO. « Properties and Applications of Titanium Alloys: a Brief Review ». In : *Reviews on Advanced Materials Science* 32 (2012), p. 133–148 (cf. p. 8, 9).
- [Velay2003] V. VELAY. « Modélisation du comportement cyclique et de la durée de vie d’aciers à outils martensitiques ». Thèse de doct. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2003, p. 196 (cf. p. 108).
- [Velay+2014] V. VELAY, H. MATSUMOTO, L. SASAKI et V. VIDAL. « Investigation of the mechanical behaviour of Ti-6Al-4V alloy under hot forming conditions:

- experiment and modelling ». In : *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 9 (2014), p. 847–853 (cf. p. 13, 17, 25, 40).
- [Velay+2016] V. VELAY, H. MATSUMOTO, V. VIDAL et A. CHIBA. « Behavior modeling and microstructural evolutions of Ti – 6Al – 4V alloy under hot forming conditions ». In : *International Journal of Mechanical Sciences* 108-109 (2016), p. 1–13 (cf. p. 6, 17, 41).
- [Vince+1999] A. VINCE et A. ASKENAZI. *Building Better Products with Finite Element Analysis*. Edition Delmar, 1999, p. 587 (cf. p. 106).
- [Vydehi Arun2006] J. VYDEHI ARUN. *Titanium Alloys : An Atlas of Structures and Fracture Features*. Edition Press Taylor & Francis Group, 2006, p. 1–246 (cf. p. 9).
- [Wang+2009a] X. WANG, H. HAMASAKI, M. YAMAMURA, R. YAMAUCHI, T. MAEDA, Y. SHIRAI et F. YOSHIDA. « Yield-Point Phenomena of Ti-20V-4Al-1Sn at 1073 K and Its Constitutive Modelling ». In : *Materials Transactions* 50.6 (2009), p. 1576–1578 (cf. p. 75).
- [Wang+2009b] X.T. WANG, H. HAMASAKI, M. YAMAMURA, R. YAMAUCHI, T. MAEDA, Y. SHIRAI et F. YOSHIDA. « A Study of High Temperature Viscoplastic Deformation of Beta Titanium Alloy Considering Yield-point Phenomena ». In : *Key Engineering Materials* 410-411 (2009), p. 177–185 (cf. p. 41).
- [Yanagida+2009] A. YANAGIDA et A. AZUSHIMA. « Evaluation of coefficients of friction in hot stamping by hot flat drawing test ». In : *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 58.1 (2009), p. 247–250 (cf. p. 149).
- [Zhang+2014] Q. ZHANG, J. ZHANG et Y. WANG. « Effect of strain rate on the tension–compression asymmetric responses of Ti–6.6Al–3.3Mo–1.8Zr–0.29Si ». In : *Materials & Design* 61 (2014), p. 281–285 (cf. p. 25).
- [Zhang+2007] S. H. ZHANG, K. ZHANG, Y. C. XU, Z. T. WANG, Y. XU et Z. G. WANG. « Deep-drawing of magnesium alloy sheets at warm temperatures ». In : *Journal of Materials Processing Technology* 185.1-3 (2007), p. 147–151 (cf. p. 21).

Étude du comportement mécanique de tôles en alliage de titane et des paramètres procédé dans les opérations d'emboutissage à hautes températures

Dans l'industrie aéronautique, les alliages de titane sont utilisés pour leur excellent comportement mécanique associé à une faible masse volumique. Ils sont largement employés sous forme de tôles dont la mise en forme peut se faire par le biais de trois procédés : à température ambiante par opération d'emboutissage, à très hautes températures ($T \approx 900^{\circ}\text{C}$) par formage superplastique (SPF) et à des températures intermédiaires ($T = 730^{\circ}\text{C}$, 880°C) par formage à chaud (HF). Le projet repose sur le développement du procédé d'emboutissage à chaud d'une tôle d'alliage de titane Ti-6Al-4V en conditions isothermes à des températures inférieures à 700°C . Par conséquent, la détermination des paramètres procédés et matériaux constitue une étape importante pour la mise en œuvre de simulations numériques et contribue à la réussite des opérations d'emboutissage de pièces industrielles. Ces paramètres procédés sont liés à la vitesse du poinçon, aux efforts de serre-flan et au frottement induit entre le flan et l'outillage. Leur analyse a permis de déterminer deux niveaux de températures (400°C et 500°C) offrant une chute drastique du coût énergétique, en comparaison des procédés HF ou SPF, tout en conservant des niveaux d'allongement suffisants. Les paramètres matériaux influençant le comportement de l'alliage sont analysés et quantifiés. Ils peuvent être influencés par plusieurs mécanismes : élasticité, viscosité, anisotropie (Hill48, Barlat91) et nature de l'écrouissage (isotrope, cinématique). Dans cette étude, un modèle de comportement élasto-viscoplastique anisotrope, capable de considérer les trajets de chargement subis par la tôle lors de sa mise en forme, a été formulé pour les deux niveaux de température. L'implantation du modèle de comportement a été réalisée dans le code de calcul éléments finis Abaqus/Standard 6.14[®] interfacé avec le logiciel ZMAT[®]. Elle a permis d'une part des simulations d'emboutissage de profil Omega pour lesquelles des comparaisons avec les expériences ont été réalisées et d'autre part, des calculs sur une pièce de forme complexe.

Mots-clés : Alliage de titane (Ti-6Al-4V), Emboutissage à chaud, Grandes déformations, Comportement mécanique, Modélisation, Simulation numérique.

Study of the mechanical behavior of titanium sheets alloys and process parameters in hot stamping operations

In the aerospace industry, titanium alloys are used for their excellent mechanical behavior associated with low density. They are widely available in sheet form and the final shape can be obtained through three processes: at room temperature by stamping operation, at very high temperatures ($T \approx 900^{\circ}\text{C}$) by superplastic forming (SPF) and at intermediate temperatures ($T = 730^{\circ}\text{C}$, 880°C) by hot forming (HF). The project is based on the development of the hot stamping process of Ti-6Al-4V titanium alloy sheet under isothermal conditions at temperatures below than 700°C . Therefore, the determination of the process and material parameters constitutes an important stage for implementing the numerical simulation while contributing to the success of the stamping operation at the scale of an industrial part. The process parameters are related to the punch speed, the blank holder forces and the friction induced between the sheet and the tool. Their analysis allowed to determine two temperature levels (400°C et 500°C) leading a drastic drop in energy cost, compared to HF or SPF processes, while maintaining enough elongation levels. The material parameters influencing the behavior of the alloy are analyzed and quantified. They can be influenced by several mechanisms: elasticity, viscosity, anisotropy (Hill48, Barlat91) and nature of hardening (isotropic, kinematic). In this study, an anisotropic elasto-viscoplastic behavior model, able to consider the loading path undergone by sheet during forming, has been formulated for both temperature levels. The implementation of the behavior model is achieved in Abaqus/Standard 6.14[®] Finite Element code with the material library plugin ZMAT[®]. It enables, on the one hand, stamping numerical simulations of a simple shape Omega profile for which experimental comparisons were done, on the other hand, calculations on an industrial part with a complex shape.

Keywords: Titanium alloy (Ti-6Al-4V), Hot deep drawing, Large strains, Mechanical behavior, Modelization, Numerical simulation.