



Analyse et optimisation des procédés de formage de pièces en alliage de Titane

Benjamin Chartrel

► To cite this version:

Benjamin Chartrel. Analyse et optimisation des procédés de formage de pièces en alliage de Titane. Matériaux et structures en mécanique [physics.class-ph]. Université Paris sciences et lettres, 2016. Français. NNT : 2016PSLEM012 . tel-01421573

HAL Id: tel-01421573

<https://pastel.hal.science/tel-01421573>

Submitted on 22 Dec 2016

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 DE DOCTORAT

de l'Université de recherche Paris Sciences et Lettres
PSL Research University

Préparée à MINES ParisTech

Analyse et optimisation des procédés de formage de pièces en
alliage de Titane

Ecole doctorale n°364

Sciences Fondamentales et Appliquées

Spécialité « Sciences et génie des matériaux »

Soutenue par Benjamin CHARTREL
le 2 mars 2016

Dirigée par **Elisabeth MASSONI**

COMPOSITION DU JURY :

Mme. Nathalie BOUDEAU
ENSMM
Présidente

M. Pascale BALLAND
Université Savoie Mont Blanc
Rapporteur

M. Lionel LEOTOING
INSA Rennes
Rapporteur

M. Elisabeth MASSONI
MINES ParisTech
Examineur

M. François BAY
MINES ParisTech
Examineur

M. Jean-Jacques ROUSSE
Daher-Socata
Invité



Sommaire

1	Introduction	10
1.1	Contexte.....	10
1.2	Objectifs de la thèse.....	11
1.3	Le formage des tôles de titane	11
1.3.1	Procédés de formage	11
1.3.2	Le titane et ses alliages.....	12
1.4	Plan du manuscrit	12
2	Analyse et identification du comportement d'alliages de titane	17
2.1	Les alliages de titane (T40, Ti6242 et TA6V).....	17
2.1.1	Généralités sur le titane	17
2.1.2	Structure cristalline	18
2.1.3	Propriétés élastiques	19
2.1.4	Modes de déformation.....	20
2.1.5	Diagrammes de phase.....	21
2.2	Propriétés du T40.....	22
2.2.1	Propriétés mécaniques.....	22
2.2.2	Anisotropie	24
2.2.3	Ecrouissage.....	25
2.2.4	Sensibilité à la vitesse de déformation	26
2.2.5	Aptitude au formage.....	27
2.3	Propriétés du TA6V.....	27
2.3.1	Propriété mécaniques	27
2.3.2	Anisotropie	28
2.3.3	Ecrouissage.....	29
2.3.4	Sensibilité à la vitesse de déformation	29
2.3.5	Composition	30
2.3.6	Phases et structures.....	32
2.3.7	Module d'Young	33
2.3.8	Résistance à la corrosion et propriétés chimiques.....	35
2.3.9	Propriétés thermiques.....	36
2.3.10	Aptitude au formage.....	37
2.3.11	Relaxation des contraintes.....	38
2.4	Propriétés du Ti6242	40

2.4.1	Propriétés mécaniques	40
2.4.2	Anisotropie et écrouissage.....	41
2.4.3	Sensibilité à la vitesse de déformation	42
2.4.4	Composition	43
2.4.5	Phases et structures.....	43
2.4.6	Résistance à la corrosion et propriétés chimiques.....	44
2.4.7	Aptitude au formage.....	44
2.5	Critère d'anisotropie	45
2.5.1	Coefficients d'anisotropie uniaxiale.....	45
2.5.2	Critère de plasticité pour les matériaux isotropes	49
2.5.3	Critère de plasticité pour les matériaux anisotropes – Hill 1948	50
2.5.4	Commentaires sur le critère de plasticité Hill48	53
2.5.5	Paramètres mécaniques utilisés pour la procédure d'identification des critères de plasticité	53
2.6	Lois de comportement	55
2.6.1	Loi de comportement dite d'Adinel Gavrus :.....	55
2.6.2	Revue des lois de comportement utilisées pour modéliser les titanes.....	57
2.7	Essais mécaniques	58
2.7.1	Mise en place d'un essai de traction à chaud	58
2.7.2	Essais de traction à chaud sur le TA6V.....	64
2.7.3	Essais de traction à chaud sur le Ti6242	67
2.8	Analyse inverse.....	71
2.8.1	Méthode utilisée	71
2.8.2	Limites des approches d'analyse inverse classiques.....	72
2.8.3	Modélisation de l'essai de traction à chaud	73
2.8.4	Résultats de l'analyse inverse	76
3	Simulations et essais de formage des pièces	80
3.1	Introduction à Forge®	80
3.2	Mise en forme à froid de godet en T40	83
3.2.1	Essais de formage à froid d'un godet en T40.....	83
3.2.2	Simulation d'emboutissage à froid d'un godet en T40	86
3.3	Mise en forme de la pièce industrielle en T40.....	94
3.3.1	Essais sur pièce industrielle en T40	94
3.3.2	Simulation de la pièce industrielle 1 (T40 à froid).....	97
3.4	Mise en forme de la pièce industrielle en Ti6242	103
3.4.1	Essais sur pièce industrielle en Ti6242	103
3.4.2	Simulation pièce industrielle 2 (Ti6242 à chaud)	104

3.5	Mise en forme de la pièce industrielle en TA6V	108
3.5.1	Essais sur pièce industrielle en TA6V	108
3.5.2	Simulation du formage de la pièce industrielle 3 (TA6V à chaud).....	109
4	Vers une optimisation des procédés de formage	118
4.1	Analyse de sensibilité	118
4.2	Corrélation entre essai de traction et épaisseur minimale	121
4.3	Analyse de la covariance des paramètres des lois de comportement	125
5	Conclusions et perspectives	129

Remerciements

Je souhaiterais tout d'abord remercier les entreprises Daher et ACB, ainsi que MINES ParisTech pour m'avoir permis de réaliser ce travail.

J'aimerais ensuite remercier mes encadrants : Elisabeth Massoni et François Bay. Sans leurs compétences, leur passion pour la recherche permettant de répondre à des besoins industriels actuels et leur implication dans ce projet, mon travail n'aurait sans doute pas été le même. J'ai beaucoup appris à leurs côtés, autant d'un point de vue scientifique que personnel.

Je remercie également les membres du jury d'avoir accepté de juger mon travail. Merci à Pascale Balland et Lionel Leotoing d'avoir été rapporteur. Merci à Nathalie Boudeau d'avoir présidé ce jury et à Jean-Jacques Rousse d'avoir apporté son regard « industriel » sur les résultats que j'ai obtenus au cours de ce travail. Je remercie Julie Vaudour qui m'a suivie durant ces trois ans concernant l'aspect industriel de la thèse.

Merci à Gilbert Fiorrucci, Christophe Pradille, Suzanne Jacomet et à l'équipe TMP du CEMEF pour m'avoir formé aux différentes techniques de caractérisation des matériaux, et aidé dans la réalisation de toutes mes expériences.

Mes remerciements vont ensuite vers toutes les personnes que j'ai pu rencontrer au laboratoire, personnes qui ont rendu ces trois années très enrichissantes grâce aux collaborations et discussions que nous avons pu avoir. Notamment, mes collègues de bureau Yann Jansen et Zhigang Liu. Merci aussi à toutes celles et ceux qui m'ont permis d'égayer les soirées, les weekends et les pauses café durant ces années. Je remercie plus particulièrement Sébastien, Christophe, François, Alice, Tommy, Thibaut, Anne, Edwige, Nicolas, Noémie, Cyrielle, Fabien, Thibaut, Aurélien, Stéphanie, Théophile, Vincent, Alexis et Jean-Marie.

Merci à ma famille de m'avoir soutenu durant toutes ces années et de m'avoir donné la possibilité d'arriver jusque là.

Enfin, un grand merci à Tiphaine d'avoir été là à mes côtés pour me soutenir, pour partager avec moi tous les moments de doute mais aussi de satisfaction. Merci de m'avoir mis dans les meilleures conditions pour la rédaction de ce document.

Introduction

1	Introduction	10
1.1	Contexte.....	10
1.2	Objectifs de la thèse.....	11
1.3	Le formage des tôles de titane	11
1.3.1	Procédés de formage	11
1.3.2	Le titane et ses alliages.....	12
1.4	Plan du manuscrit	12

1 Introduction

1.1 Contexte

Cette thèse s'inscrit dans la chaire de recherche Daher. Créée en 2010, la Chaire Daher a pour objectif de répondre à des problématiques communes aux industries aéronautique et nucléaire :

- mieux prendre en compte les incertitudes liées au dimensionnement des produits (variations des propriétés de matériaux, variation des conditions d'environnement, vieillissement) ;
- mieux contrôler et garantir la stabilité des procédés spéciaux (soudure, formage, forgeage).

Les principales problématiques scientifiques de cette chaire se déclinent autour d'un socle générique commun structuré autour des axes suivants :

- modélisation mécanique et couplages thermique-chimie-irradiation ;
- modélisation multi-échelles ;
- simulation intégrée des matériaux ; cycle de vie ;
- techniques de caractérisation ;
- variabilité : prise en compte des incertitudes sur les matériaux et sollicitations ;
- méthodologies de conception innovantes et optimisation.

Les travaux de recherche ont été réalisés avec des partenaires industriels mais aussi académiques :

- Daher est un constructeur et équipementier aéronautique français de rang 1. Héritière du constructeur Morane-Saulnier, cette ancienne filiale du groupe européen EADS a rejoint le Groupe Daher en 2009. Elle produit des avions légers, la gamme des monomoteurs à piston TB ainsi que le mono-turbopropulseur d'affaires TBM-900 ;
- ACB bénéficie d'une longue expérience et d'un savoir-faire précieux dans le domaine du formage des métaux et des presses hydrauliques. Les clients aéronautiques d'ACB sont des acteurs majeurs dans les domaines des aérostructures et des moteurs pour les avions, hélicoptères, missiles, lanceurs pour l'aéronautique civile, militaire ou spatiale. ACB met à disposition de ses clients un ensemble complet de produits et services (presses de formage, machines de soudage, simulation de formage, fabrication d'outils, fabrication de pièces séries) ;
- le LEM3 est un centre d'expertise en caractérisation expérimentale et en modélisation numérique du comportement mécanique et de l'évolution structurale des matériaux polycristallins et polyphasés, s'appuyant sur des études pertinentes à différentes échelles : de la microstructure et micro texture jusqu'au calcul des structures et des procédés de fabrication ;
- le CEMEF s'intéresse à la transformation des matériaux et aux procédés de mise en forme des composants. Ses travaux sur les matériaux (métaux, polymères et biopolymères, composites, verres) offrent une meilleure compréhension physique et une modélisation prédictive des procédés, de l'évolution des matériaux et de leurs surfaces lors de la mise en forme. L'objectif final étant de définir leur impact sur les propriétés d'usage : résistance mécanique, endommagement, fatigue, propriétés physiques, qualité de surface.

1.2 Objectifs de la thèse

Dans le cadre de leurs activités dans le domaine de la fabrication de pièces aéronautiques, Daher et ACB utilisent des procédés d'emboutissage pour produire des pièces en titane. L'emboutissage est utilisé pour mettre en forme des produits minces : ce procédé est idéal pour mettre en forme des tôles. Le titane est quant à lui utilisé pour des pièces nécessitant une grande résistance mécanique tout en étant assez léger. Daher rencontre des problèmes de mise en forme de tôle de titane à froid, c'est pourquoi les ingénieurs désirent comprendre comment le titane se forme à froid pour envisager de nouvelles gammes de fabrications, de nouvelles géométries ainsi que l'optimisation des mises en forme actuelles. ACB met en forme des alliages de titane à l'aide du procédé d'emboutissage à chaud et souhaite mieux maîtriser ses procédés. Ce travail leur permettra une meilleure compréhension du comportement des alliages de titane et obtenir une simulation plus représentative possible de leurs procédés de formage. Enfin Daher souhaite, au travers de cette étude, améliorer ses connaissances sur un procédé qu'elle n'utilise pas encore : l'emboutissage à chaud.

Les procédés d'emboutissage mettent en exergue un certain nombre de problèmes de variabilité liés entre autres à une forte sensibilité :

- au comportement et à l'anisotropie ;
- aux conditions de contact et à la tribologie ;
- aux conditions thermiques.

De plus, les instabilités géométriques inhérentes à ces procédés permettent de visualiser clairement l'influence de cette variabilité. La prise en compte de la variabilité des paramètres matériau ou procédé dans ce type de procédé de mise en forme et son impact sur la pièce finale est un problème industriel important.

La thèse a l'objectif de mettre en place :

- une modélisation numérique du procédé d'emboutissage du titane à chaud et à froid ;
- une démarche sur la modélisation de la variabilité visant à aboutir à des avancées numériques significatives et à la mise au point d'outils performants dans ce domaine.

A plus long terme, cet outil permettrait de répondre à un besoin industriel fondamental de conception robuste. L'objet de la conception robuste est de minimiser l'influence des différentes perturbations pouvant intervenir au cours du procédé de mise en forme. L'idée serait de mettre en place un plan d'expériences numériques afin d'évaluer le niveau d'influence des paramètres (conditions opératoires, lots matière,...) sur le respect du cahier des charges (épaisseur, absence de défaut type rupture ou plis, retour élastique,...). L'objectif étant d'obtenir une fenêtre opératoire qui minimise à la fois la sensibilité aux perturbations et optimise en même temps les performances du produit en respectant le cahier des charges.

1.3 Le formage des tôles de titane

1.3.1 Procédés de formage

L'emboutissage est le procédé par lequel un poinçon est utilisé pour mettre en forme une tôle entre les surfaces de ce poinçon et d'une matrice. Le procédé d'emboutissage est utilisé en particulier dans les industries automobile et aéronautique. Ce procédé est également applicable à la production de pièces de différentes formes et de différentes dimensions pour

d'autres produits, allant de très petites pièces dans les industries électriques et électroniques à des dimensions de plusieurs mètres dans les autres branches de l'industrie.

L'emboutissage est très répandu dans l'industrie en raison de ses temps de cycles courts. L'emboutissage à chaud quant à lui est un emboutissage à forte valeur ajoutée car il permet de mettre en forme des alliages difficilement formables à froid généralement en une étape. L'inconvénient de l'emboutissage à chaud est un temps de cycle plus long que le cycle à froid.

L'emboutissage à froid comme à chaud se caractérise par la déformation plastique de la tôle. Dans le cas du formage à froid, il peut être nécessaire de réaliser le formage en plusieurs étapes avec des recuits intermédiaires afin d'éviter les ruptures lors du formage. On peut également utiliser plusieurs géométries d'outillage de complexité croissante pour amener la tôle à se déformer progressivement. Les principales variables d'un procédé d'emboutissage sont les suivantes :

- le nombre de passes nécessaires dans le cas de l'emboutissage à froid pour obtenir la forme finale désirée ;
- la géométrie des différents outils ;
- la cinématique des outils durant la phase de formage ;
- la lubrification entre la tôle et les outils.

1.3.2 Le titane et ses alliages

En général, le titane et ses alliages sont considérés comme plus difficiles à former et ont souvent des caractéristiques de formage moins prévisibles que d'autres alliages métalliques tels que l'acier et l'aluminium. Les alliages de titane peuvent être formés à haute température comme à température ambiante, néanmoins le retour élastique obtenu lors du formage de tôles minces est difficile à prévoir. Un degré élevé de retour élastique est commun dans les procédés de formage à froid et à chaud en raison de la limite d'élasticité élevée des alliages de titane en combinaison d'un faible module d'élasticité. En outre, la structure cristalline hexagonale compacte de la phase α présente des caractéristiques anisotropes qui impliquent des conséquences pour les propriétés élastiques. Considérant cela, les composants en titane sont généralement formés à des températures élevées souvent par des géométries d'outils surcompensées afin d'éviter le retour élastique et une réalisation de plusieurs étapes de formage avec recuit intermédiaire ou par l'application d'une deuxième opération de « Hot sizing ».

L'étude porte sur le T40, le TA6V et le Ti6242. Le T40 est un titane commercialement pur qui se met en forme à froid, c'est ce matériau qui intéresse Daher. Le TA6V et le Ti6242 sont des alliages de titane résistant à haute température, ils se forment principalement à chaud car ils sont plus déformables à haute température, ce sont ces alliages qui intéressent ACB.

1.4 Plan du manuscrit

Simuler le procédé d'emboutissage du titane et de ses alliages commence tout d'abord par la compréhension du matériau. Le matériau et ses alliages seront tout d'abord présentés, d'une part au travers des aspects microstructuraux car la microstructure du titane est très complexe et d'autre part d'un point de vue macroscopique. Les points de vue macroscopique et microscopique des matériaux amènent ensuite vers les lois de comportement et les critères de plasticité utilisés dans la simulation. Les lois de comportement ainsi que les critères de

plasticité seront présentées, mettant en exergue les choix utilisés pour la simulation de la mise en forme du titane et de ses alliages. Les paramètres de la loi de comportement seront obtenus par analyse inverse, cette technique sera détaillée. Les essais de caractérisation qui amèneront les données d'entrées de l'analyse inverse seront eux aussi présentés.

Par la suite, les essais de formage de godet à fond plat ainsi que l'emboutissage de pièces industrielles sont exposés. Les procédés seront détaillés et les problèmes rencontrés mis en avant. Les technologies de formage utilisées seront précisées. Une fois les essais présentés, la modélisation numérique à l'aide du logiciel de mise en forme par éléments finis FORGE® est détaillée, puis utilisée afin de simuler.

Nous aborderons ensuite l'optimisation des processus de formage avec dans un premier temps une optimisation manuelle de la géométrie. Ensuite, une analyse numérique sur la sensibilité des résultats d'une simulation d'emboutissage par rapport aux paramètres de la loi de comportement sera effectuée. On terminera cette étude sur l'optimisation par une analyse de la covariance des paramètres des lois de comportement en mettant en avant l'importance des minima locaux et globaux.

Enfin les conclusions de l'étude ainsi que les perspectives seront énoncées.

Chapitre 2 : Analyse et identification du comportement d'alliages de titane

2	Analyse et identification du comportement d'alliages de titane	17
2.1	Les alliages de titane (T40, Ti6242 et TA6V).....	17
2.1.1	Généralités sur le titane	17
2.1.2	Structure cristalline	18
2.1.3	Propriétés élastiques	19
2.1.4	Modes de déformation.....	20
2.1.5	Diagrammes de phase.....	21
2.2	Propriétés du T40.....	22
2.2.1	Propriétés mécaniques	22
2.2.2	Anisotropie	24
2.2.3	Ecrouissage.....	25
2.2.4	Sensibilité à la vitesse de déformation	26
2.2.5	Aptitude au formage	27
2.3	Propriétés du TA6V	27
2.3.1	Propriété mécaniques	27
2.3.2	Anisotropie	28
2.3.3	Ecrouissage.....	29
2.3.4	Sensibilité à la vitesse de déformation	29
2.3.5	Composition	30
2.3.6	Phases et structures.....	32
2.3.7	Module d'Young	33
2.3.8	Résistance à la corrosion et propriétés chimiques.....	35
2.3.9	Propriétés thermiques	36
2.3.10	Aptitude au formage	37
2.3.11	Relaxation des contraintes.....	38
2.4	Propriétés du Ti6242	40
2.4.1	Propriétés mécaniques.....	40
2.4.2	Anisotropie et écrouissage.....	41
2.4.3	Sensibilité à la vitesse de déformation	42
2.4.4	Composition	43
2.4.5	Phases et structures.....	43
2.4.6	Résistance à la corrosion et propriétés chimiques.....	44

2.4.7	Aptitude au formage	44
2.5	Critère d'anisotropie	45
2.5.1	Coefficients d'anisotropie uniaxiale.....	45
2.5.2	Critère de plasticité pour les matériaux isotropes	49
2.5.3	Critère de plasticité pour les matériaux anisotropes – Hill 1948	50
2.5.4	Commentaires sur le critère de plasticité Hill48	53
2.5.5	Paramètres mécaniques utilisés pour la procédure d'identification des critères de plasticité	53
2.6	Lois de comportement	55
2.6.1	Loi de comportement dite d'Adinel Gavrus :.....	55
2.6.2	Revue des lois de comportement utilisées pour modéliser les titanes.....	57
2.7	Essais mécaniques	58
2.7.1	Mise en place d'un essai de traction à chaud	58
2.7.2	Essais de traction à chaud sur le TA6V	64
2.7.3	Essais de traction à chaud sur le Ti6242	67
2.8	Analyse inverse.....	71
2.8.1	Méthode utilisée	71
2.8.2	Limites des approches d'analyse inverse classiques.....	72
2.8.3	Modélisation de l'essai de traction à chaud	73
2.8.4	Résultats de l'analyse inverse	76

2 Analyse et identification du comportement d'alliages de titane

2.1 Les alliages de titane (T40, Ti6242 et TA6V)

L'étude porte sur différents alliages de titane. Trois nuances différentes seront étudiées : un titane T40 qui représente un titane pur utilisé principalement pour de la mise en forme à froid, un alliage Ti6242 et un alliage TA6V utilisés pour la mise en forme en chaud.

2.1.1 Généralités sur le titane

Les alliages de titane sont traditionnellement utilisés dans le domaine aéronautique, aussi bien pour des pièces de moteur que pour des pièces de structure grâce à leurs bonnes qualités thermiques et mécaniques. Les efforts pour diminuer le poids des avions ont fait émerger l'utilisation massive des composites ; cela a entraîné une utilisation accrue du titane pour différents éléments liés aux composites du fait de sa compatibilité avec ces derniers car le couplage composite avec l'aluminium pose le problème de corrosion galvanique. Leur résistance à la corrosion leur confère de bonnes propriétés en milieux agressifs, c'est pourquoi des alliages de titane se retrouvent dans des applications sous-marines. Le secteur médical est aussi demandeur de ces matériaux, où de nombreuses prothèses et d'implants sont réalisés en alliage de titane. D'autres applications dans le domaine sportif existent, tel le tennis ou le cyclisme, où son rapport poids/résistance lui confère un grand avantage comparé aux autres matériaux. Les propriétés industriellement intéressantes du titane sont sa résistance à la corrosion, souvent associée à la résistance à l'abrasion et au feu, la biocompatibilité, mais aussi ses propriétés mécaniques (résistance, ductilité, fatigue) qui permettent notamment de façonner des pièces fines et légères.

Le titane est un élément remarquable de par sa faible densité comparée à son fort module d'élasticité (Tableau 2.1), cela fait du titane un élément performant pour toutes les applications nécessitant une réduction de la masse.

Tableau 2.1 - Propriétés mécaniques du titane (Combres 2013)

Propriétés	Valeurs	Unités
Numéro atomique	22	-
Masse atomique	47,9	g
Masse volumique	4,507	g.cm ⁻³
Température de transformation allotropique	882	°C
Température de fusion	1670	°C
Température d'ébullition	3535	°C
Capacité thermique massique	522,5	J.kg.K ⁻¹
Conductivité thermique	16,7	W.m ⁻¹ .K ⁻¹
Résistivité électrique à 20°C	47,8 x 10 ⁻⁸	Ω.m
Coefficient de dilatation linéaire à 25°C	8,5 x 10 ⁻⁵	K ⁻¹
Module d'élasticité	115	GPa
Coefficient de Poisson	0,33	-

Certaines des caractéristiques de base du titane sont comparées à celles d'autres matériaux de structure métallique à base de fer, de nickel et d'aluminium (Tableau 2.2). Son prix élevé est principalement le résultat de la forte réactivité du titane avec l'oxygène. L'utilisation d'une

atmosphère inerte ou sous vide est nécessaire pendant le procédé de production d'éponge de titane à partir de tétrachlorure de titane, ainsi que pendant le procédé de fusion. Les principales raisons du surcoût de production sont l'énergie pour transformer le titane et le coût initial élevé du tétrachlorure de titane. D'autre part, la forte réactivité du titane avec l'oxygène conduit à la formation immédiate d'une couche superficielle d'oxyde stable lorsqu'il est exposé à l'air, ce qui entraîne une meilleure résistance à la corrosion du titane dans différents types d'environnements agressifs, en particulier dans des milieux aqueux acides. La température de fusion du titane est beaucoup plus élevée que celle de l'aluminium, son principal concurrent dans les applications structurelles où l'on recherche un gain de masse, ce qui confère au titane un avantage certain pour des applications au-delà de 150°C. La forte réactivité du titane avec l'oxygène limite la température maximale d'utilisation des alliages de titane à environ 600°C. Au-dessus de cette température, la diffusion de l'oxygène à travers la couche de surface d'oxyde devient trop rapide entraînant une croissance excessive de la couche d'oxyde et une fragilisation de la couche riche en oxygène adjacente de l'alliage de titane.

Tableau 2.2 - Caractéristiques importantes des structures à base de titane comparées à d'autres structures à base de fer et de nickel

	Ti	Fe	Ni
Température de fusion (°C)	1670	1538	1455
Transformation allotropique (°C)	882 ($\beta \rightarrow \alpha$)	912 ($\gamma \rightarrow \alpha$)	-
Structure cristalline	c.c. $\rightarrow$ h.c.	c.f.c. $\rightarrow$ c.c.	c.f.c.
Module d'élasticité à température ambiante (GPa)	115	215	200
Densité (g/cm ³)	4,5	7,9	8,9
Comparaison de résistance à la corrosion	Très haute	Basse	Moyenne
Comparaison de réactivité à l'oxygène	Très haute	Basse	Basse
Comparaison du prix du métal	Très haut	Bas	Haut

2.1.2 Structure cristalline

Le titane pur présente une transformation de phase allotropique à 882°C, en passant d'une structure cristalline cubique (phase β) à haute température à une structure cristalline hexagonale compacte (phase α) à basse température. La température exacte de transformation est fortement influencée par les éléments interstitiels et dépend donc de la pureté du métal. La maille élémentaire hexagonale compacte de la phase β est représentée sur la Figure 2.1 où les paramètres de maille sont visibles à température ambiante a (0,295 nm) et c (0,468 nm). Le ratio c/a pour un titane pur est de 1,587, plus petit que le rapport idéal de 1,633 pour les structures cristallines hexagonales compactes. Il est également indiqué dans la Figure 2.1, les trois plans de glissement les plus importants, le plan (0002), également appelé plan basal, le plan $\{10\bar{1}0\}$, appelé plan prismatique, et le plan $\{10\bar{1}1\}$, appelé plan pyramidal. La maille élémentaire cubique centré (c.c.) en phase β est illustrée dans la Figure 2.1, le plan le plus dense $\{110\}$ est également représenté ainsi que la valeur des paramètres de maille de titane pur phase β à 900°C ($a = 0,332$ nm).

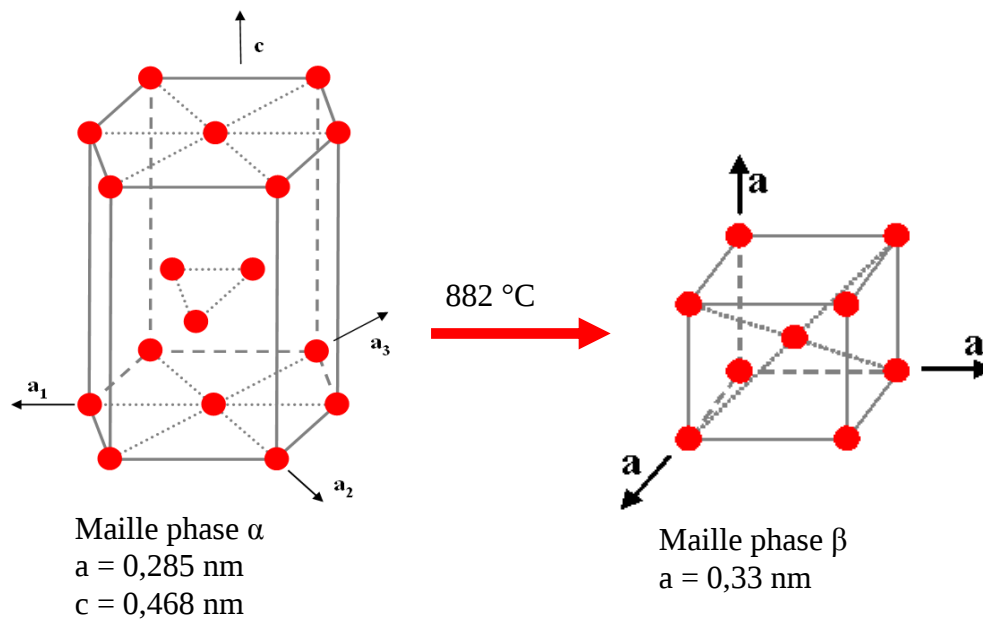


Figure 2.1 – Passage de la phase α à la phase β à 882°C (Revil 2010)

2.1.3 Propriétés élastiques

L'anisotropie de la structure cristalline hexagonale de la phase α a des conséquences importantes sur les propriétés élastiques du titane et de ses alliages. La variation du module d'élasticité E d'un monocristal de titane pur à température ambiante en fonction de l'angle γ entre l'axe c de la maille élémentaire et l'axe de contrainte est représentée sur la Figure 2.2 qui a été retracée avec les données de Zarkades et Larson. Le module d'élasticité E représentée varie entre 145 GPa (axe des contrainte parallèle à l'axe c) et 100 GPa (axe des contraintes perpendiculaire à l'axe c). De fortes variations similaires sont observées sur des monocristaux de titane pur pour le module de cisaillement G variant entre 34 GPa et 46 GPa pour des contraintes de cisaillement appliquée dans la direction $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ et dans les plans (0002) et $\{10\bar{1}0\}$. Des variations moins marquées dans les propriétés élastiques sont observées dans des polycristaux de titane avec une texture cristallographique. Les variations du module d'élasticité dépendent de la nature et de l'intensité de la texture.

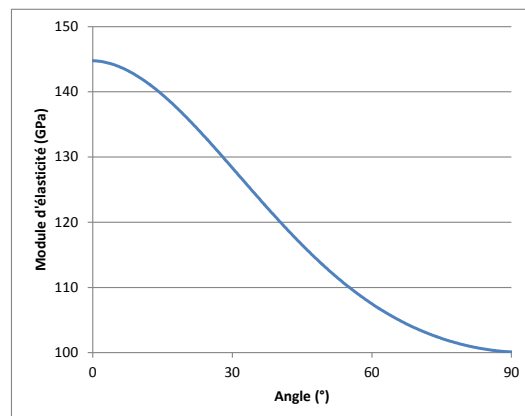


Figure 2.2 - La variation du module d'élasticité E d'un monocristal de titane pur à température ambiante en fonction de l'angle γ (tracé avec les résultats de Zarkades & Larson 1970)

Lorsque la température augmente, le module d'élasticité et le module de cisaillement diminuent presque linéairement comme le montre la Figure 2.3 (retracée avec les résultats de Conrad et al. 1973). Le module d'élasticité diminue d'environ de 115 GPa à la température ambiante à environ 58 GPa à la température du transus β , tandis que le module de cisaillement baisse environ de 42 à 20 GPa sur la même plage de température.

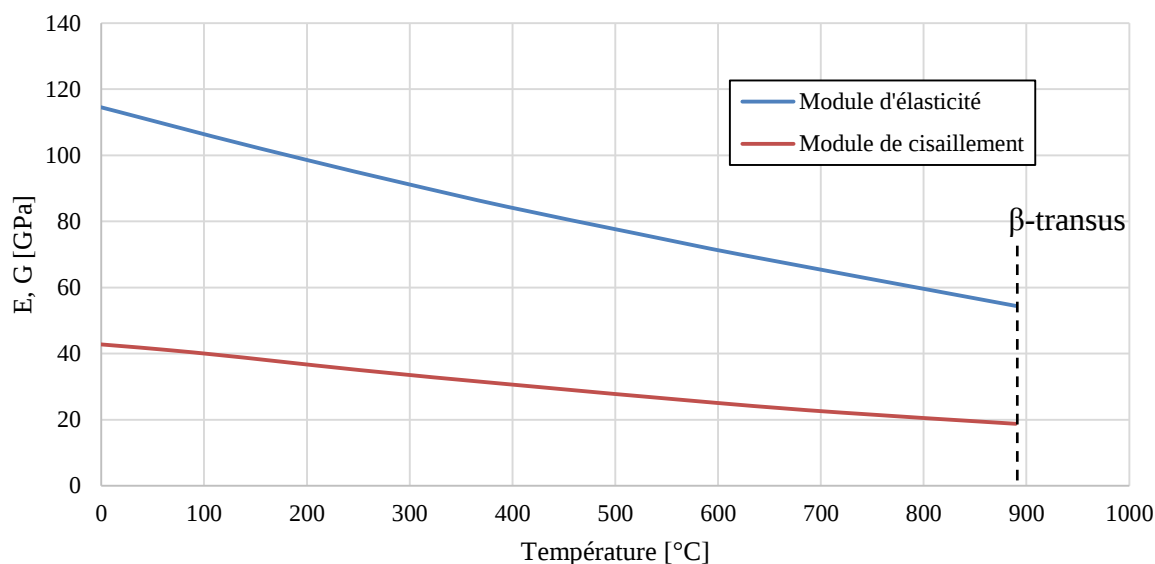


Figure 2.3 - Module d'élasticité (E) et module de cisaillement (G) en fonction de la température d'un titane α pur (tracé avec les résultats de Conrad et al. 1973)

Le module d'élasticité de la phase β à température ambiante ne peut être mesuré pour le titane pur, car la phase β n'est pas stable. Dans les alliages binaires de titane contenant des concentrations suffisamment élevées de phase β stabilisées, par exemple des alliages de Ti-V à environ 20 % de vanadium, la phase métastable β peut être conservée à la température ambiante par refroidissement.

2.1.4 Modes de déformation

Le comportement ductile du titane α hexagonal, en particulier à basse température, est le résultat de l'activation des modes de déformation de maclage en plus des déformations classique de glissement des dislocations. Ces modes de déformation de maclage sont importants pour comprendre le comportement de déformation du titane commercialement pur ainsi que les alliages de titane α .

Quand une contrainte est appliquée à un matériau cristallin, une déformation se produit. La déformation peut être absorbée par la matière par glissement : les plans de glissement glissent les uns aux autres par glissements de dislocations à travers le matériau. Le glissement est une déformation irréversible.

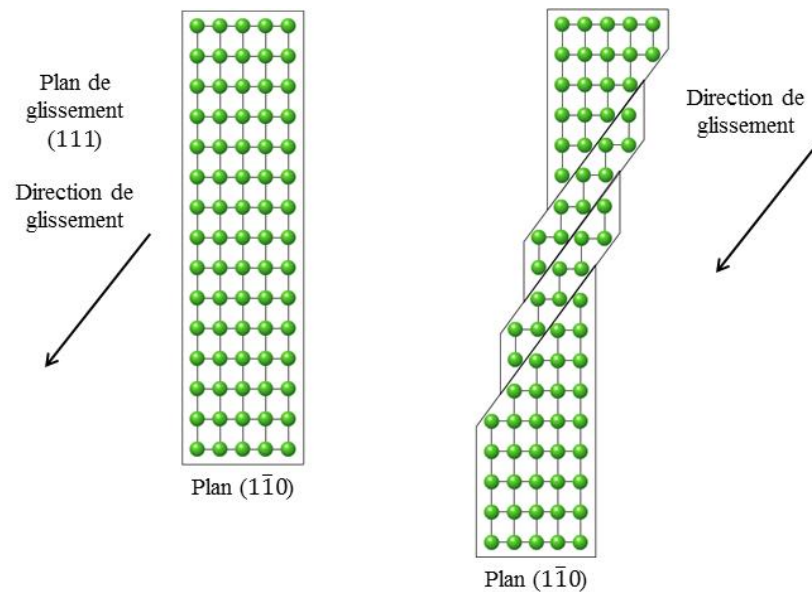


Figure 2.4 – Exemple d'un glissement sur un matériau cubique face centrée

2.1.5 Diagrammes de phase

Les éléments d'alliage pour le titane sont généralement classés en éléments stabilisateurs α ou β selon qu'ils augmentent ou diminuent la température allotropique de transformation α/β de 882°C du titane pur.

L'élément de substitution Al et les éléments interstitiels O, N et C sont tous des éléments de stabilisation α , ils permettent d'augmenter la température allotropique avec l'augmentation de la teneur en soluté, visible dans le diagramme de phase schématisé dans la Figure 2.5. L'aluminium est l'élément d'alliage le plus utilisé dans les alliages de titane, car il est le seul métal commun qui permette l'augmentation de la température allotropique ayant une grande solubilité à la fois dans les phases α et β . Parmi les éléments interstitiels, l'oxygène peut être considéré comme un élément d'alliage du titane dans le cas où la teneur en oxygène est utilisée pour obtenir un niveau de résistance désiré. Cela est particulièrement vrai pour les différents grades de titane commercialement pur. D'autres éléments stabilisants existent tels que le bore, le gallium, le germanium et des éléments rares, mais leur solubilité à l'état solide est beaucoup plus faible par rapport à l'aluminium ou l'oxygène et aucun de ces éléments n'est utilisé couramment comme élément d'alliage.

Les éléments de stabilisation β sont divisés en éléments isomorphes β et en éléments formant des eutectoïdes β . Les deux types de diagrammes de phases sont schématisés dans la Figure 2.5. Les éléments isomorphes β les plus fréquemment utilisés dans les alliages de titane sont le vanadium, le molybdène et le niobium. Avec des concentrations suffisantes de ces éléments, il est possible de stabiliser la phase β à la température ambiante. D'autres éléments appartenant à ce groupe sont le tantale et le rhénium, ils sont rarement utilisés, voire non utilisés pour des raisons de densité. Les éléments formant les eutectoïdes β comme le chrome, le fer et le silicium sont utilisés dans de nombreux alliages de titane, tandis que le nickel, le cuivre, le manganèse, le tungstène, le palladium, et le bismuth ont une utilisation très limitée. Ces éléments sont utilisés seulement dans un ou deux alliages spéciaux. D'autres éléments

formant les eutectoïdes β , tels que le cobalt, l'argent, l'or, le platine, le béryllium, le plomb et l'uranium ne sont pas du tout utilisés dans les alliages de titane.

Le T40 étant commercialement pur, il n'est pas affecté par des éléments d'alliage (Figure 2.5), sa température allotropique est donc similaire à celle du titane pur. Le TA6V possède 6% d'aluminium (α -stabilisateur) et 4% de vanadium (β -isomorphe), il y a donc la partie aluminium qui favorise la phase α et la partie vanadium qui favorise la phase β . Le Ti6242 quant à lui possède 6% d'aluminium (α -stabilisateur), 4% de zirconium (neutre), 2% de d'étain (neutre) et 2% de molybdène qui est β -isomorphe, le Ti6242 possède donc une température allotropique plus élevée que le titane pur.

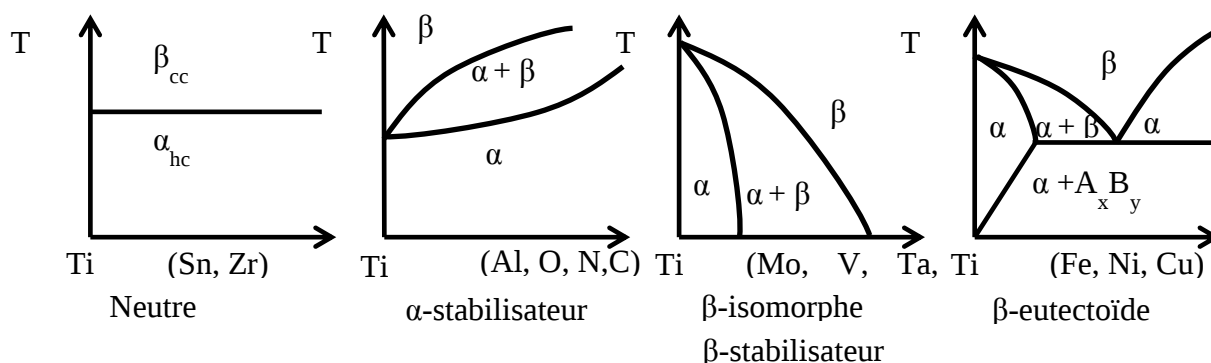


Figure 2.5 - Influence des éléments d'alliage sur un alliage de titane

2.2 Propriétés du T40

Le titane commercialement pur est disponible en tant que produit sorti d'usine depuis 1950 et est utilisé pour les applications qui exigent une forte résistance combinée à une bonne formabilité et une résistance à la corrosion. La production a été développée en grande partie en raison des exigences de l'industrie aéronautique pour un besoin de matériau plus léger que l'acier et plus résistant à la chaleur que les alliages d'aluminium. Toutefois, le titane commercialement pur est très utile lorsque qu'il y a un besoin de résistance à la corrosion, ainsi que d'une bonne soudabilité.

2.2.1 Propriétés mécaniques

Le titane commercialement pur est disponible en plusieurs classes avec des quantités variables d'impuretés telles que le carbone, l'hydrogène, le fer, l'azote et de l'oxygène. Certaines classes modifiées contiennent également de petites additions de palladium (Pd Ti- 0.2) et des ajouts nickel-molybdène (Ti-0.3Mo-0.8Ni). Ces additions d'alliage permettent d'améliorer la résistance à la corrosion et/ou la résistance.

Un titane de pureté commerciale a généralement plus de 1000 ppm d'oxygène, de fer, d'azote, de carbone et de silicium comme impuretés principales. De petites quantités d'impuretés interstitielles influent grandement sur les propriétés mécaniques du titane pur ; il n'est pas commode de distinguer les différentes classes de titane non allié sur la base d'une analyse chimique. Les titanes de sortie d'usine sont plus faciles à distinguer par leurs propriétés mécaniques. Par exemple, les quatre classes ASTM de titane non allié sont regroupées comme suit :

Tableau 2.3 - Comparatif de la limite élastique ainsi que de la contrainte maximale avant rupture pour différents grades de titane pur

Classe ASTM	Limite élastique (MPa)	Contrainte maximale avant rupture (MPa)
Grade 1	170	240
Grade 2	275	345
Grade 3	380	440
Grade 4	480	550

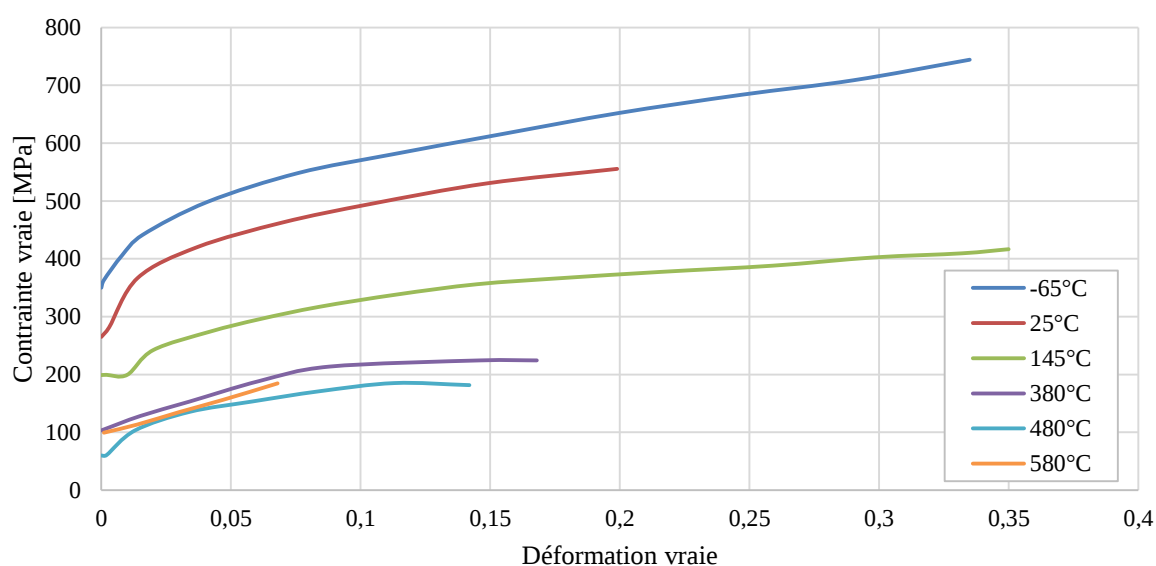
Le titane grade 2 (appelé T40) est le «cheval de bataille» pour les applications industrielles, de par sa limite d'élasticité minimale garantie de 275 MPa, sa bonne ductilité et une bonne formabilité. La limite d'élasticité du T40 est comparable à celle d'un acier recuit inoxydable austénitique, et il est utilisé là où une excellente formabilité est requise et où de faibles teneurs interstitielles peuvent améliorer la résistance à la corrosion.

Les propriétés mécaniques du T40 utilisé pour l'étude sont dans le Tableau 2.4.

Tableau 2.4 - Propriétés mécaniques du T40

Propriétés	Symboles	Valeurs	Unités
Contrainte maximale avant rupture	R_m	460	MPa
Limite d'élasticité à 0,2%	$R_{p0,2}$	350	MPa
Allongement à la rupture	A%	20	%
Module d'Young	E	105	GPa
Masse volumique	ρ	4,5	g.cm^{-3}

Le T40 présente également de bonnes propriétés d'impact à basse température et une excellente résistance à l'érosion et à la corrosion d'eau de mer et en atmosphère marine. Le T40 peut être utilisé en service continu jusqu'à 425°C et en service intermittent jusqu'à 540°C.

**Figure 2.6 - Courbes contraintes-déformations du T40 (vitesse de déformation de $3,6 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$) (tracé avec les résultats de Boyer et al. 1994)**

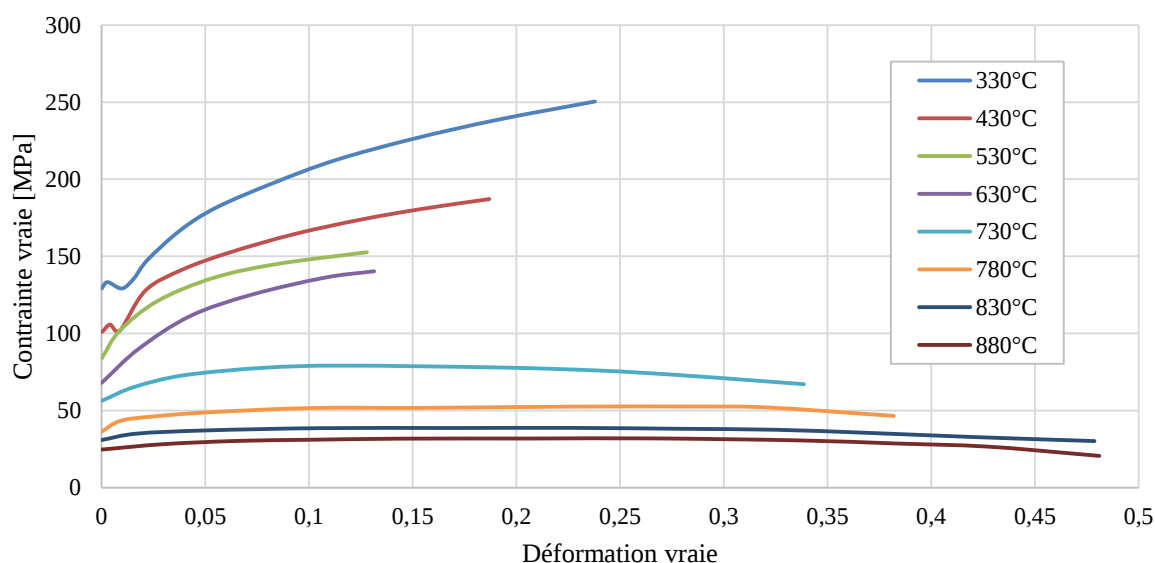


Figure 2.7 – Courbes contraintes vraies-déformations vraies du T40 (vitesse de déformation de $3,3 \cdot 10^{-2} \text{s}^{-1}$) (tracé avec les résultats de Boyer et al. 1994)

Les utilisations typiques du T40 comprennent des applications chimiques, marines, composants aéronautiques, échangeurs de chaleur, réservoirs cryogéniques, composants pour le traitement chimique, équipements de dessalement, tubes de condenseur, arbres de transmission, pompes, bateaux et des systèmes de tuyauterie.

Le T40 est principalement utilisé à température ambiante car il n'est pas assez résistant à haute température (Figure 2.6 et Figure 2.7 retracées à l'aide des résultats de Boyer et al. 1994). On peut noter l'évolution de la contrainte en fonction de la vitesse de déformation ainsi que la diminution de la contrainte vraie avec la vitesse de déformation (Figure 2.6 et Figure 2.7).

2.2.2 Anisotropie

Le coefficient de Lankford, également appelé coefficient d'anisotropie plastique, est une caractéristique mécanique des matériaux utilisés pour la mise en forme. Le coefficient de Lankford est représentatif du degré d'anisotropie plastique du matériau. Il se détermine au cours d'un essai de traction par l'évolution de la déformation plastique transversale par rapport à celle engendrée dans l'épaisseur. Il permet de déterminer la résistance du matériau à l'amincissement et donc sa capacité à la formabilité. L'obtention du coefficient sera plus détaillée dans le chapitre 3. Lorsque l'on considère les propriétés matériaux, il est important de prendre en compte le coefficient de Lankford r qui contrôle l'emboutissabilité radiale :

$$r = \frac{\dot{\epsilon}_{22}}{\dot{\epsilon}_{33}} \quad (2.1)$$

où, $\dot{\epsilon}_{22}$, $\dot{\epsilon}_{33}$ sont les vitesses de déformations dans le sens de la largeur et de l'épaisseur. Le coefficient de Lankford r est un coefficient important, cependant il peut être intéressant

d'étudier des coefficients de l'angle par rapport au sens de laminage tels que r_0 , r_{45} et r_{90} (ces coefficients sont détaillés dans le chapitre 3).

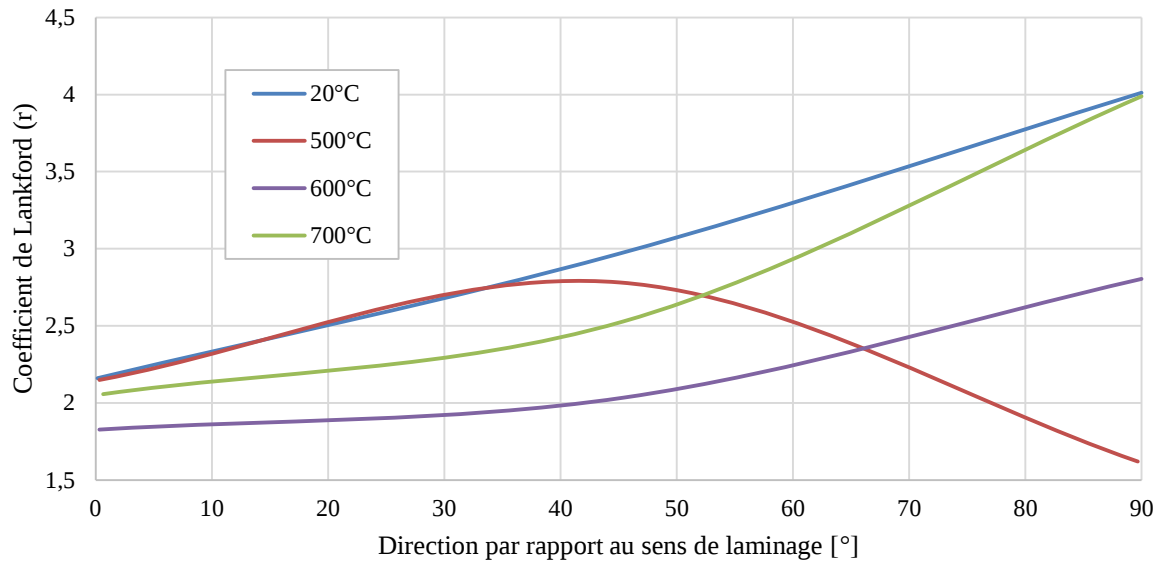


Figure 2.8 - Coefficient de Lankford r du T40 en fonction de la direction par rapport au sens de laminage (tracé avec les résultats de Kimura & Izumi 1980)

2.2.3 Ecouissage

La forme des courbes (Figure 2.6 et Figure 2.7) permet de définir la relation de comportement à l'aide d'une loi de type de Norton-Hoff :

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (2.2)$$

où K est la consistance, n le coefficient d'écrouissage et le m le coefficient à la sensibilité de la vitesse de déformation, ε est la déformation et $\dot{\varepsilon}$ est la vitesse de déformation.

L'écrouissage est le durcissement d'un métal sous l'effet de sa déformation plastique, l'écrouissage apparaît quand la déformation atteinte par le matériau dépasse le point de la limite élastique. Une augmentation de la contrainte est alors nécessaire pour produire une déformation additionnelle. Une fois écroui, le matériau apparaît plus résistant et est plus difficile à mettre en forme.

Le coefficient d'écrouissage n indique la capacité d'un matériau à s'écrouir. Les différents travaux sur le titane non allié montrent que le T40 durcit relativement rapidement. En général, la valeur n a tendance à être plus petite dans la direction transversale et plus grande dans la direction de laminage pour le titane. Cette anisotropie de n est plus marquée dans les classes moins résistantes de titane. Une évolution particulière du coefficient de Lankford est visible lorsque la température augmente, on peut remarquer ainsi que n_0 et n_{45} augmentent avec la température, même constatation pour le n_{90} entre 500°C et 700°C et pourtant r_{90} mesuré à 20°C est plus important qu'aux hautes températures (Figure 2.9 tracée à l'aide des résultats de Kimura et Izumi).

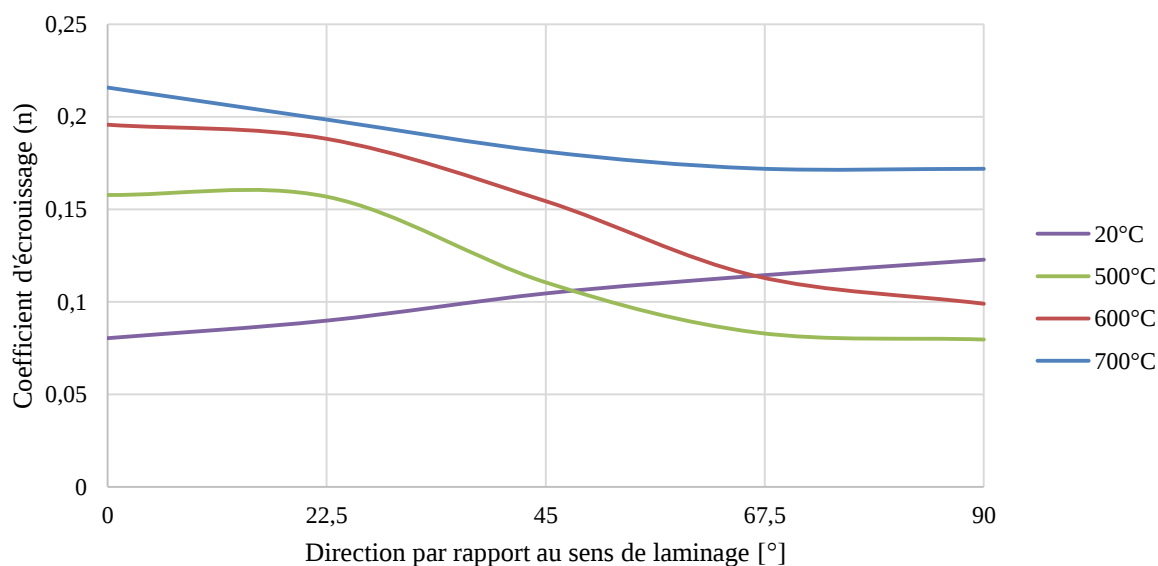


Figure 2.9 – Coefficient d'écroutissement n du T40 en fonction de la direction par rapport au sens de laminage (tracé avec les résultats de Kimura & Izumi 1980)

2.2.4 Sensibilité à la vitesse de déformation

Des essais de compression ont été effectués sur un T40 à température ambiante en faisant varier la vitesse de déformation (Figure 2.10). On remarque que plus la vitesse de déformation est élevée, plus la contrainte nécessaire à la déformation plastique est grande. De plus, la déformation maximale avant rupture sera d'autant plus faible que la vitesse de déformation est élevée. En regardant l'évolution de la contrainte dans le domaine plastique, une évolution de l'écroutissement est visible, la vitesse de déformation influencerait donc l'écroutissement du T40 à température ambiante.

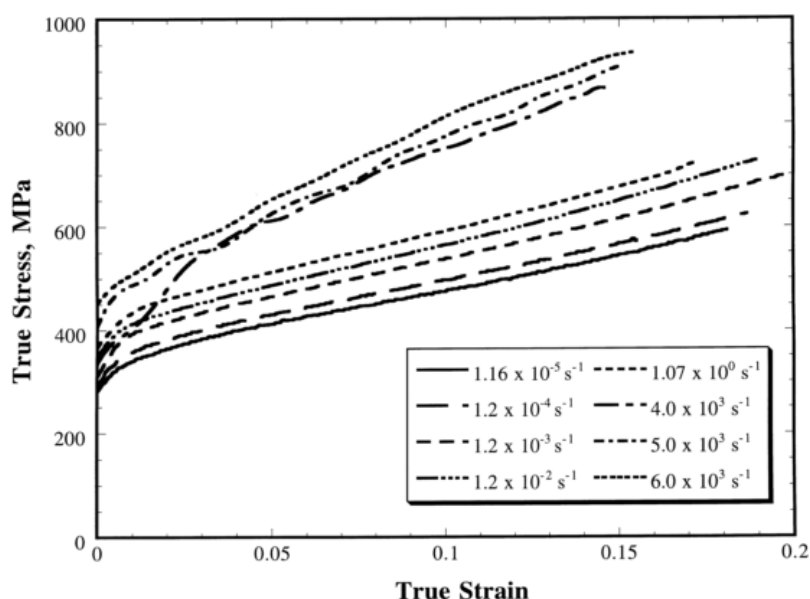


Figure 2.10 - Effet de la vitesse de déformation en compression d'un T40 (Chichili et al. 1998)

2.2.5 Aptitude au formage

En fonction du besoin de formage et de la capacité de l'équipement, le titane peut être formé à température ambiante ou à température élevée. Lorsque qu'une pièce en titane est formée à température ambiante, une diminution de la limite d'élasticité à la compression est prévisible allant jusqu'à 25% en raison de l'effet Bauschinger. Le T40 nécessite également une marge relativement importante de retour élastique lors de formage à froid. Un procédé de calibrage à chaud (hot sizing) est utilisé pour corriger les variations de retour élastique après le formage à froid.

Le formage par presse à température ambiante est généralement préférable si la capacité de la presse est suffisante et si le rayon de courbure est suffisamment grand. En règle générale, une diminution du rayon de courbure minimum entraîne une température de travail croissante. Un formage à température plus élevée peut être envisagé jusqu'à 400°C sur le T40.

2.3 Propriétés du TA6V

Le TA6V est actuellement l'alliage de titane le plus utilisé, il représente plus de 50 % du tonnage de titane dans le monde. À ce jour, aucun autre alliage de titane ne menace sa position dominante. L'industrie aéronautique représente plus de 80% de cette utilisation. Contrairement au T40, le TA6V est plus propice au formage à chaud.

L'alliage TA6V est un alliage de titane qui possède une bonne formabilité, une excellente soudabilité et qui a de bonnes propriétés en résistance à la corrosion. Cela fait du TA6V un matériau idéal pour des applications aéronautiques et aérospatiales.

2.3.1 Propriété mécaniques

Le TA6V est reconnu pour ses propriétés mécaniques à froid (Tableau 2.5) comme à chaud (Figure 2.11).

Tableau 2.5 - Propriétés mécaniques du TA6V

Propriétés	Symboles	Valeurs	Unités
Contrainte maximale avant rupture	R_m	1000	MPa
Limite d'élasticité à 0,2%	$R_{p0,2}$	830	MPa
Allongement à la rupture	A%	18	%
Module d'Young	E	110	GPa
Masse volumique	ρ	4,42	g.cm^{-3}

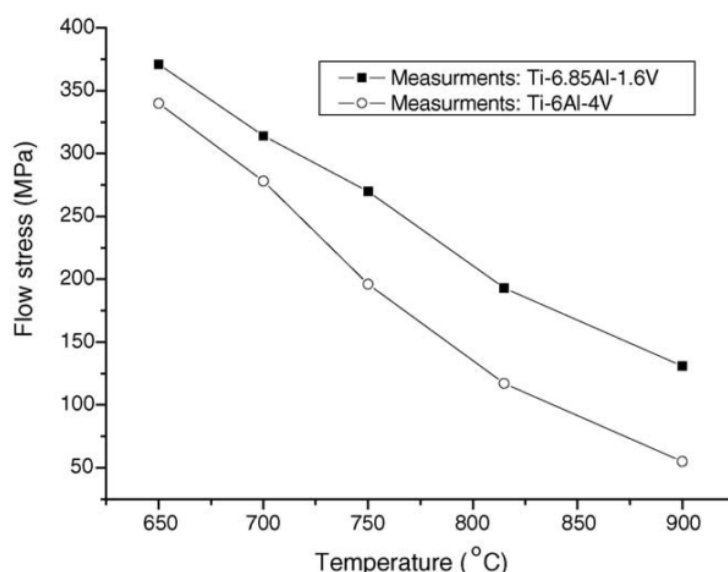


Figure 2.11 – Limite élastique en fonction de la température pour les alliages de TA6V et pour le Ti-6.85Al-1.6V à une vitesse de déformation de 5.10^{-3} s^{-1} (Kim et al. 2005)

2.3.2 Anisotropie

La caractéristique élémentaire de la microstructure hexagonale compacte du TA6V est son comportement anisotrope. Les coefficients de Lankford du TA6V sont visualisés dans la Figure 2.12 pour les températures étudiées. De plus, la valeur de r pour l'état de contrainte biaxiale (r_b) déterminé par des essais de compression est donnée sur la Figure 2.12.

Un attribut caractéristique pour toutes les températures étudiées est la relation entre les coefficients d'anisotropie et la direction de laminage. La valeur r le long de la direction de laminage r_0 a une valeur presque constante de 0,68. Les valeurs de r enregistrées à 45° par rapport à la direction de laminage sont significativement plus élevées mettant en avant le caractère anisotrope du matériau et montrant une dépendance claire à la température (Figure 2.12). La différence maximale se produit à 500°C , où r_{45} est 3,8 fois supérieur à celui de r_0 .

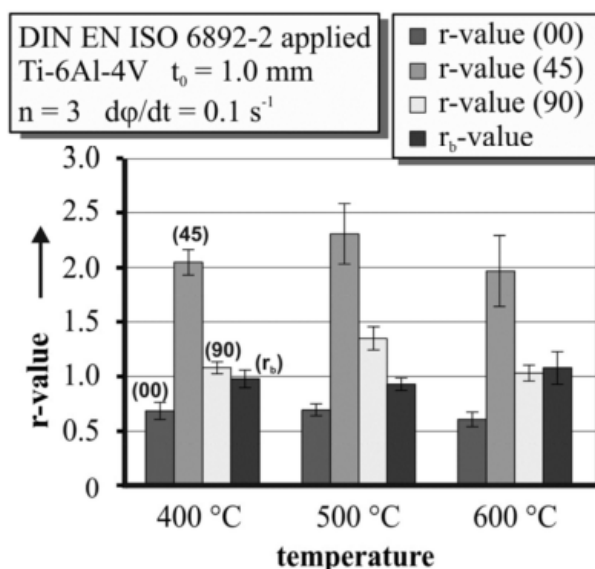


Figure 2.12 – Valeurs du coefficient de Lankford r à différents angles par rapport à l'orientation de laminage à différentes températures (Merklein et al. 2013)

2.3.3 Ecouissage

L'écrouissage du TA6V dans la plage de température de l'étude (630°C à 730°C) est peu étudié dans la littérature, l'écrouissage dans le domaine superplastique du TA6V lui est beaucoup plus étudié. Des essais de compression à différentes températures et à différentes vitesses de déformation ont été testés sur un alliage de TA6V (Figure 2.13). L'effet de la température est remarquable sur la contrainte ainsi que sur la déformation, en effet plus l'essai se fait à haute température, moins la contrainte nécessaire pour entrer dans le domaine plastique est élevée, de plus, plus l'essai est chaud, plus la déformation maximale avant rupture est élevée. En analysant l'évolution de la contrainte dans le domaine plastique, on visualise une évolution de l'écrouissage en fonction de la température, l'effet de la vitesse de déformation semble lui aussi avoir un effet sur l'écrouissage.

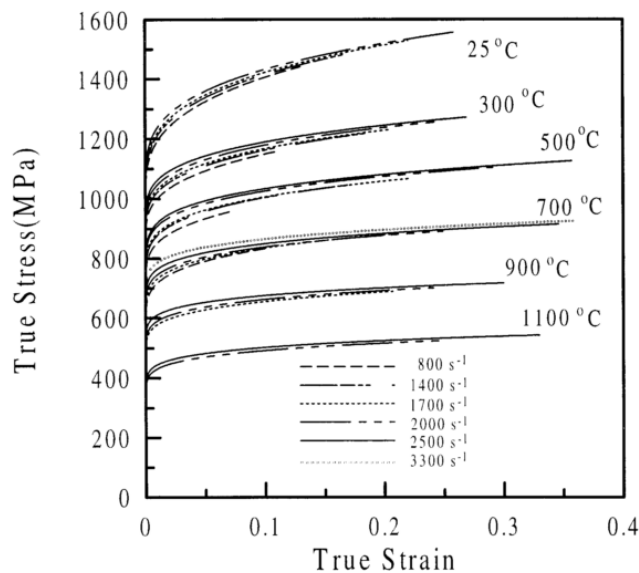


Figure 2.13 - Effet de la température sur la contrainte en fonction de la déformation du TA6V (W. Lee & Lin 1998)

2.3.4 Sensibilité à la vitesse de déformation

La Figure 2.14 met bien en avant l'effet de la vitesse de déformation sur la limite élastique. Plus la vitesse de déformation est élevée plus la limite élastique est grande. Cet écart caractéristique s'estompe avec l'augmentation de la température, à 1100K (827°C) l'écart est très important tandis qu'à 1350K (1077°C) l'écart est très mince. Néanmoins, l'étude sur l'emboutissage à chaud porte sur des températures allant de 630°C à 730°C, l'effet de la vitesse de déformation est donc très important.

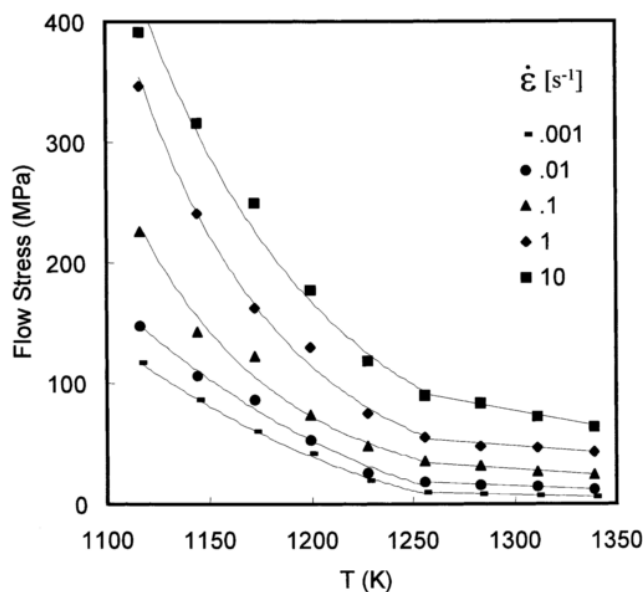


Figure 2.14 – Variation de la limite élastique en fonction de la température à différentes vitesses de déformation sur un alliage de TA6V (Majorell et al. 2002)

Les valeurs du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m ont été mesurées entre 827°C et 1077°C sur la Figure 2.15. Les points ont été obtenus à l'aide d'essais de traction avec vitesse de déformation constante. Une hausse du coefficient m entre 1200 K et 1300 K est visible, ce changement brutal est dû principalement au changement de phase du matériau. Il est donc probable qu'il n'y ait pas de changement brutal dans le champ de température inférieur à 1100 K de l'étude.

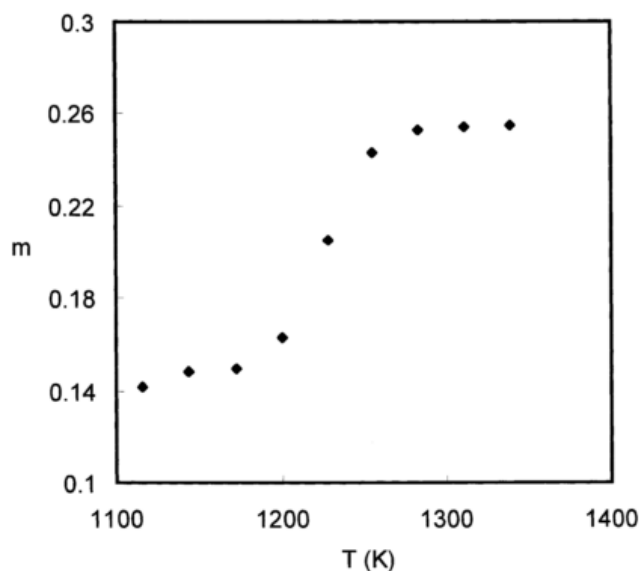


Figure 2.15 – Variation du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m en fonction de la température. (Majorell et al. 2002)

2.3.5 Composition

Il est bien connu que les propriétés mécaniques sont sensibles aux températures du procédé de mise en forme et à l'évolution de la microstructure. Il devient donc intéressant de regarder en détails la composition du TA6V ainsi que l'évolution de sa microstructure avec la

température. Lorsque l'on souhaite mettre en forme un alliage de TA6V, il faut essayer d'avoir un maximum de phase β afin d'améliorer la formabilité. La phase β étant en c.c., elle est plus apte à se déformer. Les deux éléments prépondérants dans l'alliage de TA6V après le titane sont l'aluminium et le vanadium. L'aluminium est un élément α -gènes, il durcit la phase α ; une amélioration de la résistance et une baisse de ductilité est remarquée ; la tenue au fluage est améliorée. Le vanadium lui, est un élément β -gènes, il améliore la ductilité mais réduit la tenue à l'oxydation (Revil 2010).

Tableau 2.6 - Composition du TA6V

Alloy	Al	V	Fe	O	C	N	Ti
TA6V	6	4	<0,25	<0,13	<0,08	<0,05	Bal

Lorsque que l'on prend un alliage de TA6V, différents types de phases peuvent être présents à température ambiante en fonction de l'histoire du matériau. La phase α primaire, initialement présente lors du forgeage à chaud, est souvent présente sous forme de grain equiaxe. La phase β transformée, issue de la transformation de la phase β présente à l'origine en phase α , a un aspect aciculaire ou globulaire. Cette forme dépend de la température du recuit et du traitement mécanique associé, par exemple laminage. Enfin, il peut exister une phase β à température ambiante à condition que le recuit se fasse à partir de 700°C, elle se présente sous forme de petits globules souvent dispersés dans une matrice de phase α ; la proportion de phase β est d'autant plus élevée que la température est supérieure à cette température seuil de 700°C. Une telle structure est caractérisée par une bonne ductilité.

Le matriçage des alliages de type $\alpha + \beta$ par un forgeage en β est exclu pour cette raison et l'opération de forgeage doit donc se situer en dessous de la température de transition, aux alentours de 930°C (Guibert 2004). Il est intéressant de mettre en forme le TA6V à partir de 930°C (Warchomicka et al. 2010), cela est visible sur la Figure 2.16. En effet, la microstructure varie beaucoup jusqu'à ce seuil, la forme β est de plus en plus présente et facilite donc la mise en forme, cela est remarquable sur les différentes images d'essais de compression à haute température sur la Figure 2.16.

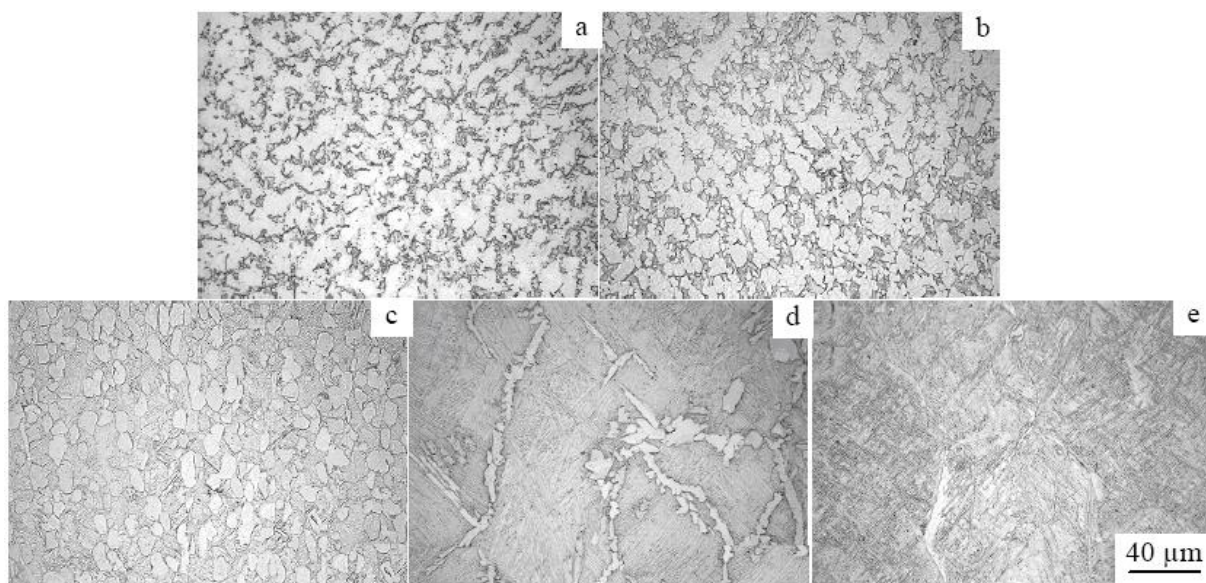


Figure 2.16 - Micrographie d'essais de compression du TA6V à différentes température ($\varepsilon=50\%$, $\dot{\varepsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$) : (a) 820°C, (b) 890°C, (c) 950°C, (d) 980°C, (e) 1020°C (Jiao et al. 2010)

Il est aussi très important de déterminer quel est le grade du TA6V à étudier. En effet, d'un grade à l'autre, le matériau aura différentes possibilités de mise en forme, sa température de transition sera plus ou moins grande et il réagira différemment en fonction de la vitesse de déformation. Ainsi il faut bien sélectionner le grade de TA6V en fonction de l'application désirée, cela est remarquable sur la Figure 2.17 et la Figure 2.18 où l'on retrouve les différentes interprétations microstructurales d'un TA6V de grade CP (Commercial Purity) et d'un autre TA6V de grade ELI (Extra-Low Interstitial).

Il est donc impératif d'identifier une loi de comportement pour le TA6V thermodépendante en prenant en compte la microstructure, la vitesse de déformation, le coefficient d'écrouissage, la sensibilité à la vitesse de déformation.

2.3.6 Phases et structures

Le TA6V peut avoir différentes fractions volumiques de phase α et β , selon le traitement thermique et son contenu interstitiel (principalement l'oxygène). La phase β est stable à température ambiante seulement si elle est enrichie avec plus de 15% en masse de vanadium. Cet enrichissement est obtenu lorsque l'alliage est refroidi lentement ou recuit en dessous d'environ 750°C. Le TA6V refroidi lentement contient jusqu'à environ 90% en volume de phase α .

En outre, TA6V peut acquérir une grande variété de microstructures avec différents arrangements géométriques de phases α - β , en fonction du traitement thermomécanique. Ces différentes microstructures et "morphologies" α peuvent être grossièrement classées en trois différentes catégories : lamellaires, équiaxe, ou un mélange des deux (bimodale).

Les structures lamellaires peuvent être aisément contrôlées par le traitement thermique. Un refroidissement lent dans la région à deux phases au-dessus du transus β conduit à la nucléation et la croissance de phase α en forme de plaquette à partir des frontières de grain β . La structure lamellaire qui en résulte est assez grossière et est souvent désigné comme une plaquette α . Un refroidissement à l'air résulte dans la formation d'une phase α en fines aiguilles appelé α aciculaire. Certains taux intermédiaires de refroidissement développent des structures Widmanstätten. Une trempe à l'eau à partir d'un champ de phases β suivie d'un recuit dans la région de phase ($\alpha + \beta$) conduit à une structure lamellaire beaucoup plus fine. Une trempe à des températures supérieures à 900°C entraîne une formation d'aiguille de martensite h.c. (α'), tandis qu'une trempe effectuée entre 750 à 900°C produit une martensite orthorhombique (α'').

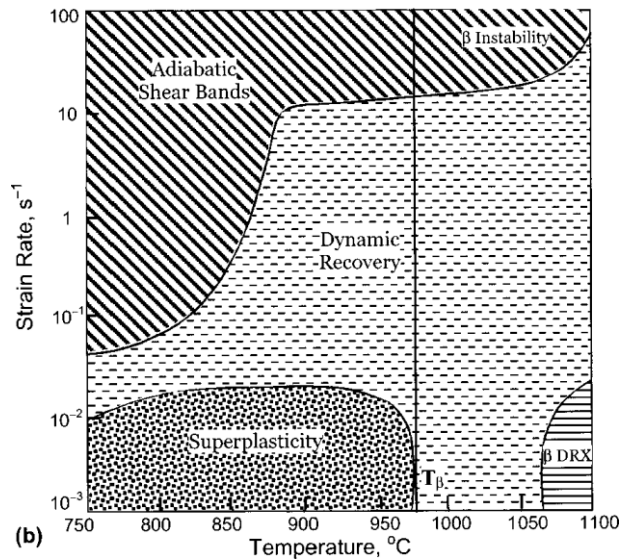
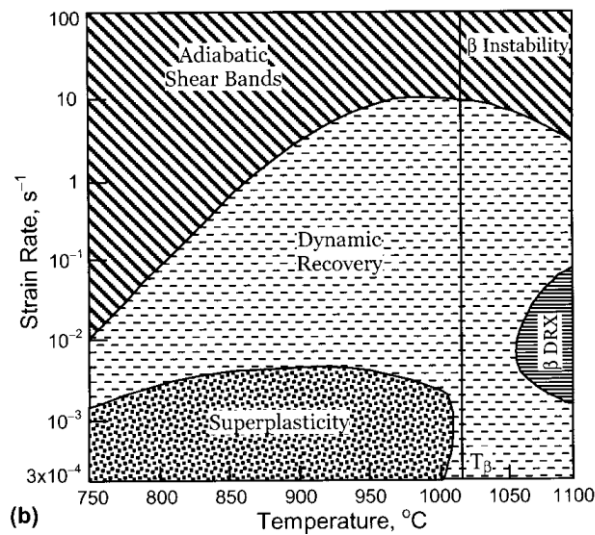
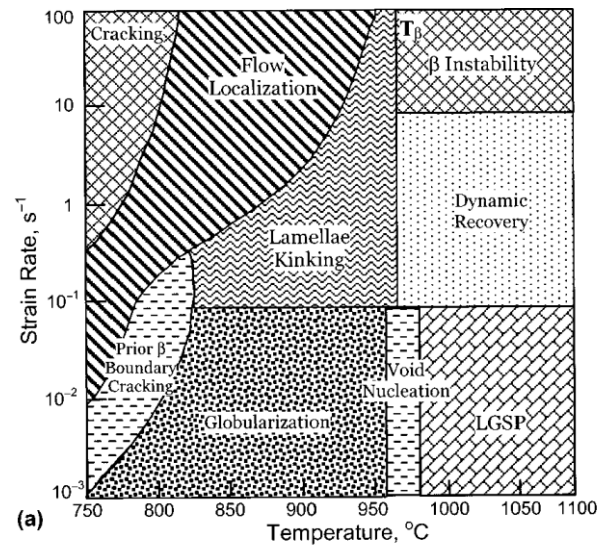
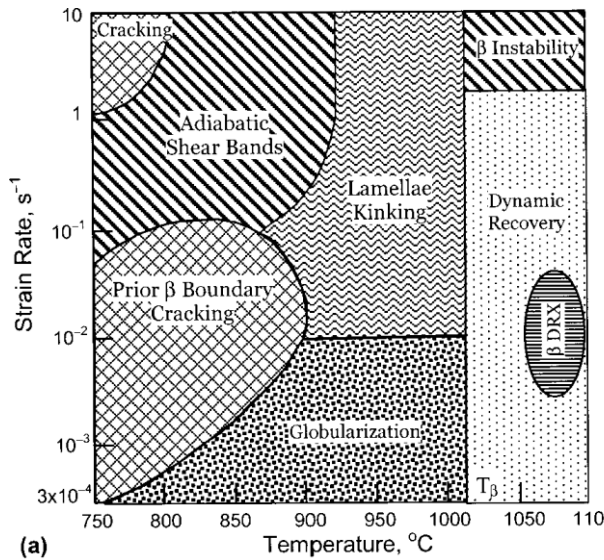


Figure 2.17 - Interprétation microstructurale et comportementale de la mise en forme d'un TA6V de grade CP : (a) β t preform et (b) $(\alpha+\beta)_e$ preform (Prasad et al. 2001)

Figure 2.18 - Interprétation microstructurale et comportementale de la mise en forme d'un TA6V de grade ELI : (a) β t preform et (b) $(\alpha+\beta)_e$ preform (Prasad et al. 2001)

2.3.7 Module d'Young

Le TA6V a un plus large éventail de modules d'élasticité par rapport aux autres systèmes d'alliages. La littérature rapporte des valeurs de 100 à 130 GPa pour le module d'Young du TA6V. Dans un alliage à phases multiples comme le TA6V, la valeur du module d'Young est déterminée par les modules des phases spécifiques et leur fraction volumique. Le module d'Young du TA6V a donc une thermodépendance. De façon plus significative en pratique commerciale, les variations dans le module d'Young s'accompagnent généralement de variation de texture en raison de la forte anisotropie cristallographique des constantes élastiques du titane α (Figure 2.19 et Figure 2.20).

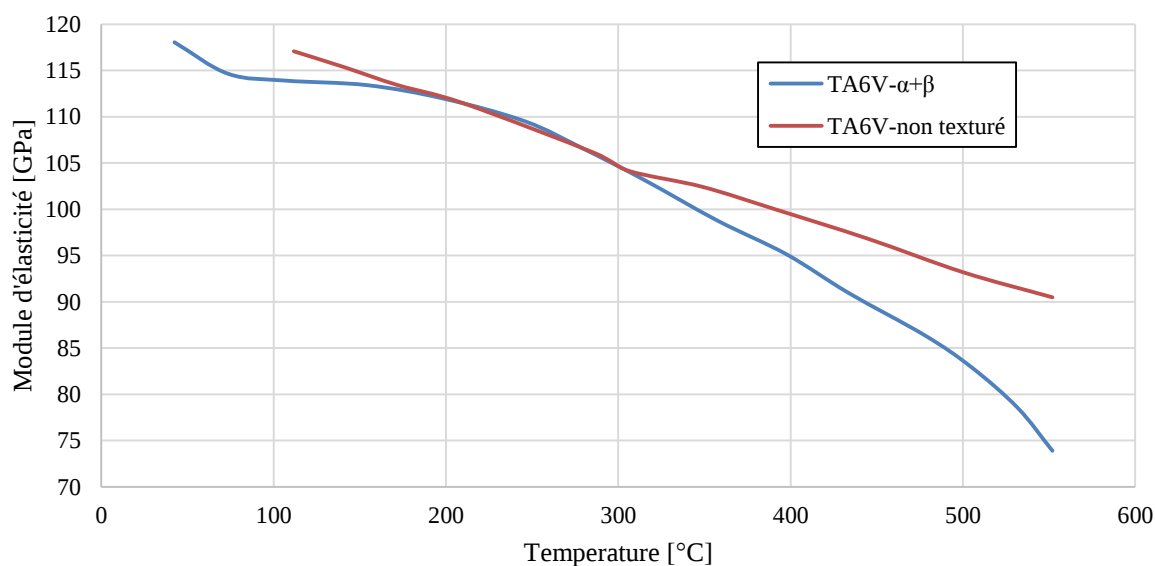


Figure 2.19 – Module d'élasticité en fonction de la température pour deux TA6V avec des structures différentes à 0° (tracé avec les résultats de G. Welsch 1974)

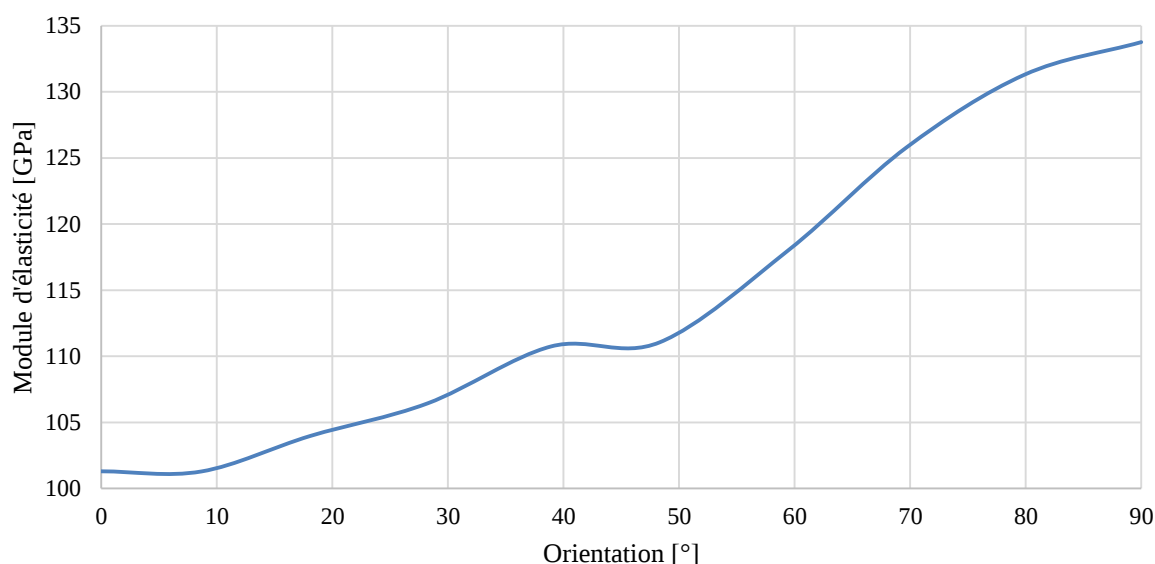


Figure 2.20 – Module d'élasticité en fonction de l'orientation dans un TA6V texturé (tracé avec les résultats de Larson & Zarkades 1974)

Il a été constaté que généralement les interstitiels et les solutés de substitution de stabilisation α permettent d'augmenter le module d'Young, alors que les solutés de stabilisation β tendent à le diminuer. De petites variations du module d'Young (jusqu'à 3%) peuvent survenir en raison des variations dans les niveaux d'impuretés (notamment l'oxygène) et de la concentration de l'alliage. Une faible valeur du module d'Young est obtenue après mise en solution d'environ 800°C. Le vieillissement provoque une récupération du module d'Young d'une valeur basse à une valeur élevée.

2.3.8 Résistance à la corrosion et propriétés chimiques

Bien qu'il ne soit pas aussi résistant à la corrosion que les alliages de titane commercialement pur, le TA6V a une excellente résistance à la corrosion par rapport à d'autres types d'alliages. La résistance exceptionnelle à la corrosion est due principalement à la formation d'un film d'oxyde. A basse température, une couche d'oxyde mince de protection est présente sur le TA6V dans les environnements atmosphériques normaux. Lorsqu'elle est endommagée ou fissurée, la couche d'oxyde est rapidement reformée afin d'assurer la protection. Le film d'oxyde se compose principalement de TiO_2 et se développe vers l'intérieur par diffusion de l'oxygène. L'oxydation du TA6V est très variable en fonction de la température et est très accentuée à haute température (Figure 2.20, Figure 2.21 et Figure 2.22).

Le comportement à l'oxydation du TA6V est similaire à celle du titane non allié. Au-dessus d'environ 400°C, l'oxygène commence à dissoudre de l'oxyde dans le substrat de métal sous-jacent. Cela entraîne une fragilisation de la surface de l'alliage. Au-dessus de 500°C, l'oxyde se développe en multi-couches, devient poreux, ne protège plus et cause la fragilisation. Une surface mince de TiO_2 , de moins de 100 nm d'épaisseur, peut être générée à la température ambiante par anodisation. Cela évite que l'oxygène fragilise l'alliage. Ce traitement est utile sur les vis, les attaches ou tout composant soumis à une action de frottement.

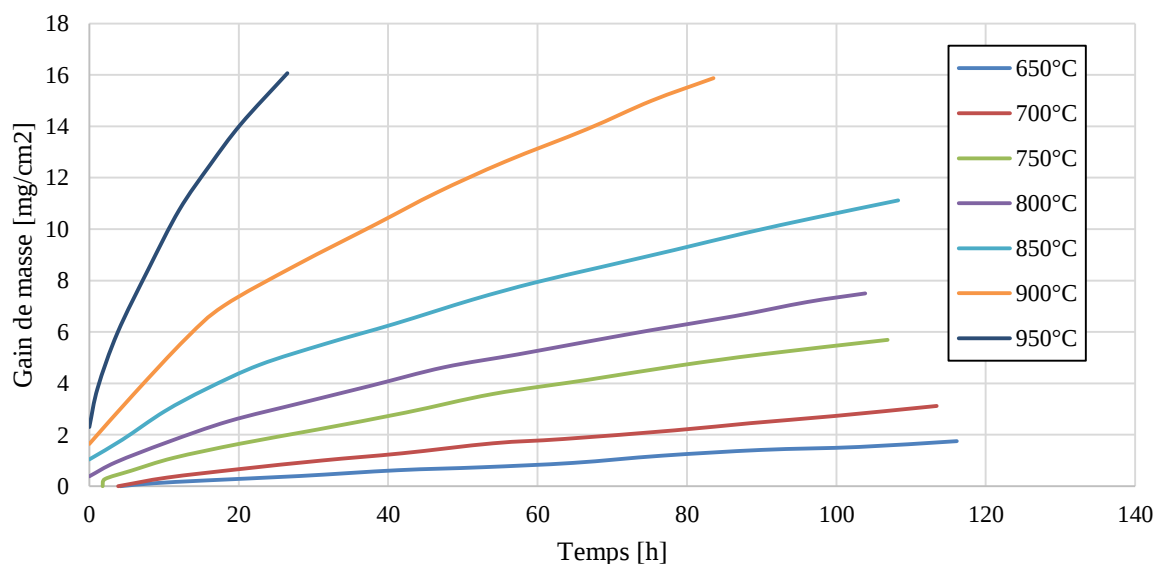


Figure 2.21 – Oxydation du TA6V : gain de masse en fonction du temps pour différentes températures (tracé avec les résultats de Motte et al. 1976)

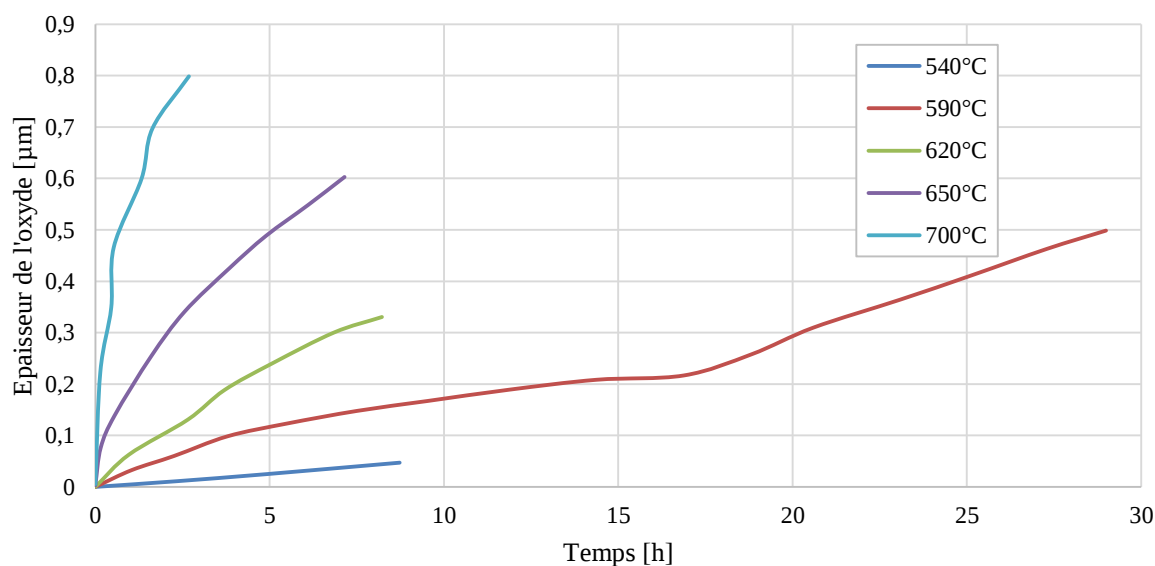


Figure 2.22 - Oxydation du TA6V : d'épaisseur de l'oxyde en fonction du temps pour différentes températures (tracé avec les résultats de Motte et al. 1976)

2.3.9 Propriétés thermiques

La conduction thermique régit le transfert de chaleur d'une région de température élevée vers une région de température plus basse, et est décrite par la loi dite de Fourier :

$$\vec{\varphi} = -\lambda \overrightarrow{\text{grad}}(T) \quad (2.3)$$

où l'on retrouve λ la conductivité thermique, $\vec{\varphi}$ la densité de flux de chaleur et T la température. Le TA6V a une conductivité thermique à température ambiante d'environ 7W/mK, qui est inférieure à celle du titane pur (12 à 30W/mK). Cependant, la conductivité thermique du TA6V a été mesurée à 17,5W/mK à 650°C (Figure 2.23). Au zéro absolu, la conductivité thermique est égale à zéro.

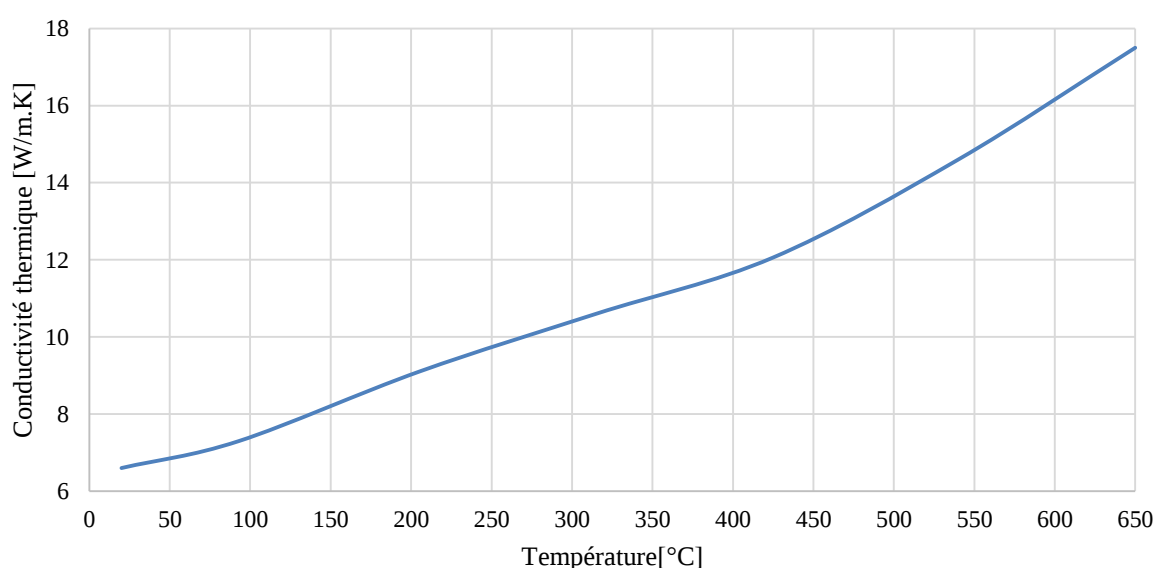


Figure 2.23 - Conductivité thermique du TA6V (tracé avec les résultats de Hodge & Maykuth 1968)

La diffusivité thermique est une grandeur physique qui caractérise la capacité d'un matériau continu à transmettre un signal de température d'un point à un autre de ce matériau :

$$D = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \quad (2.4)$$

où l'on retrouve λ la conductivité thermique du matériau, ρ la masse volumique du matériau et c la capacité thermique massique. La diffusivité thermique du TA6V a été mesurée à $0.027 \text{ cm}^2/\text{s}$ pour 27°C (Hust & Clark 1973).

Le coefficient de dilatation thermique linéaire est isotrope pour un alliage exempt de texture et anisotrope dans un alliage texturé. Des coefficients de dilatation différents sont mesurés selon les directions longitudinale et transversale d'une tôle laminée à cause de l'anisotropie de la phase α . La dilatation thermique le long de l'axe c est jusqu'à 20% plus grande que perpendiculairement à l'axe c . Le coefficient de dilatation thermique en volume, β_{th} , est lié au coefficient de dilatation linéaire isotrope, α_{th} par : $\beta_{\text{th}} = 3\alpha_{\text{th}}$.

Le TA6V a été initialement développé pour des applications aérospatiales, avec des températures qui ne dépassent pas 350°C . D'autres alliages de titane plus résistants au fluage ont été développés pour des températures allant jusqu'à environ 600°C .

2.3.10 Aptitude au formage

Le TA6V est généralement formé à chaud au-dessus de 540°C . La production normale en formage à chaud est réalisée habituellement à 650°C , mais les températures de formage à chaud peuvent être définies entre 540 et 760°C , voire plus pour le formage superplastique.

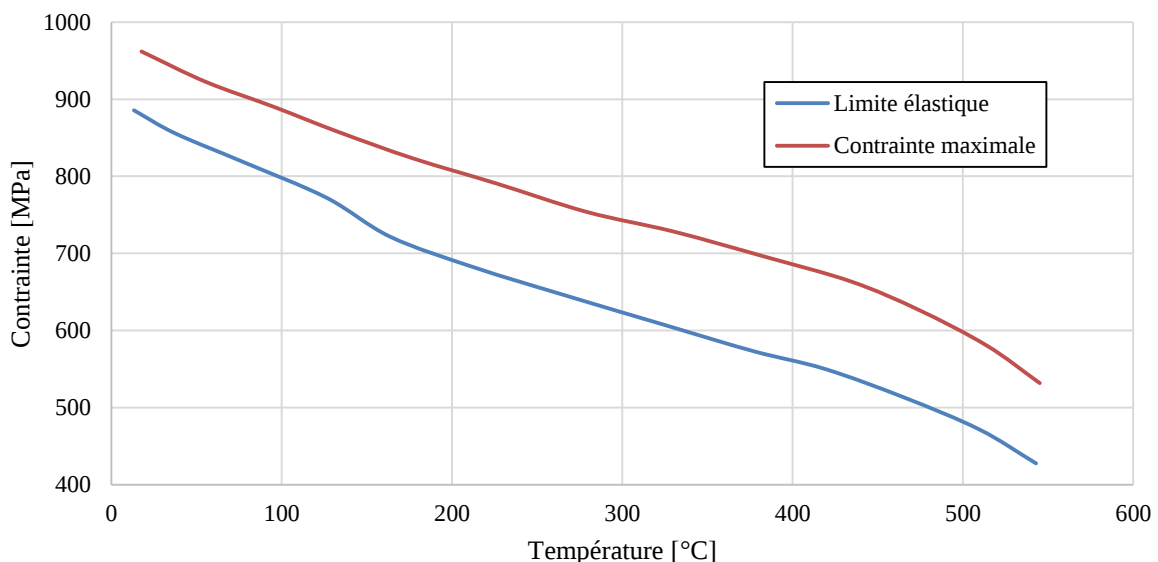


Figure 2.24 – Limite élastique et contrainte maximale du TA6V (tracé avec les résultats de Benjamin & Kirkpatrick 1980)

Le formage superplastique du TA6V est effectué entre 870 et 925°C. Le formage à froid du TA6V est généralement déconseillé en raison de problème de retour élastique et de fissuration excessive. Toutefois, s'il est formé à froid, un calibrage à chaud est généralement utilisé. Benjamin et Kirkpatrick ont étudié l'évolution de la limite élastique ainsi que la contrainte maximale d'un TA6V de la température ambiante jusqu'à 550°C afin de mettre en évidence l'utilité de la mise en forme à chaud de cet alliage (Figure 2.24 retracée à l'aide des résultats de Benjamin et Kirkpatrick).

2.3.11 Relaxation des contraintes

La relaxation des contraintes est un élément essentiel dans la mise en forme à chaud afin de diminuer les retours élastiques. L'effet du temps et de la température sur la relaxation des contraintes à des températures élevées est indiqué dans le nomographe pour le TA6V (Figure 2.26). A 595°C, il faut 50 heures pour parvenir à une relaxation de contraintes maximum, pour une relaxation de contrainte de 50%, il faudrait environ 1 heure à 595°C ou 5 heures à 540°C (Figure 2.25 retracée à l'aide des résultats de Brooks, 1981). Un tel schéma est extrêmement précieux dans la sélection des traitements thermiques pour réduire les niveaux de contraintes résiduelles.

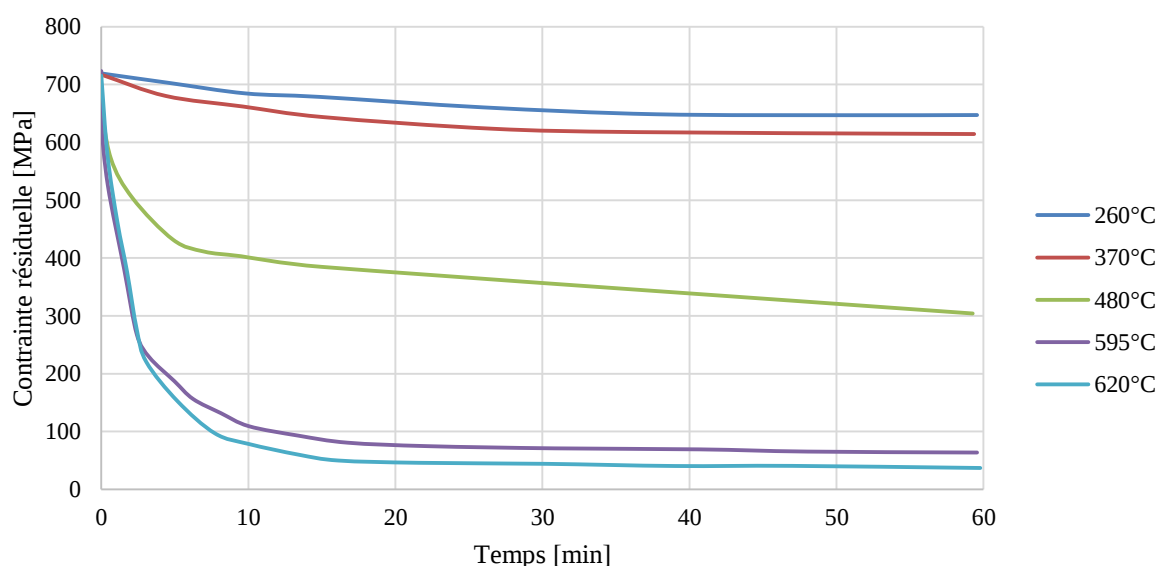


Figure 2.25 – Relation entre le temps et les contraintes résiduelles à différentes températures (tracé avec les résultats de Brooks 1981)

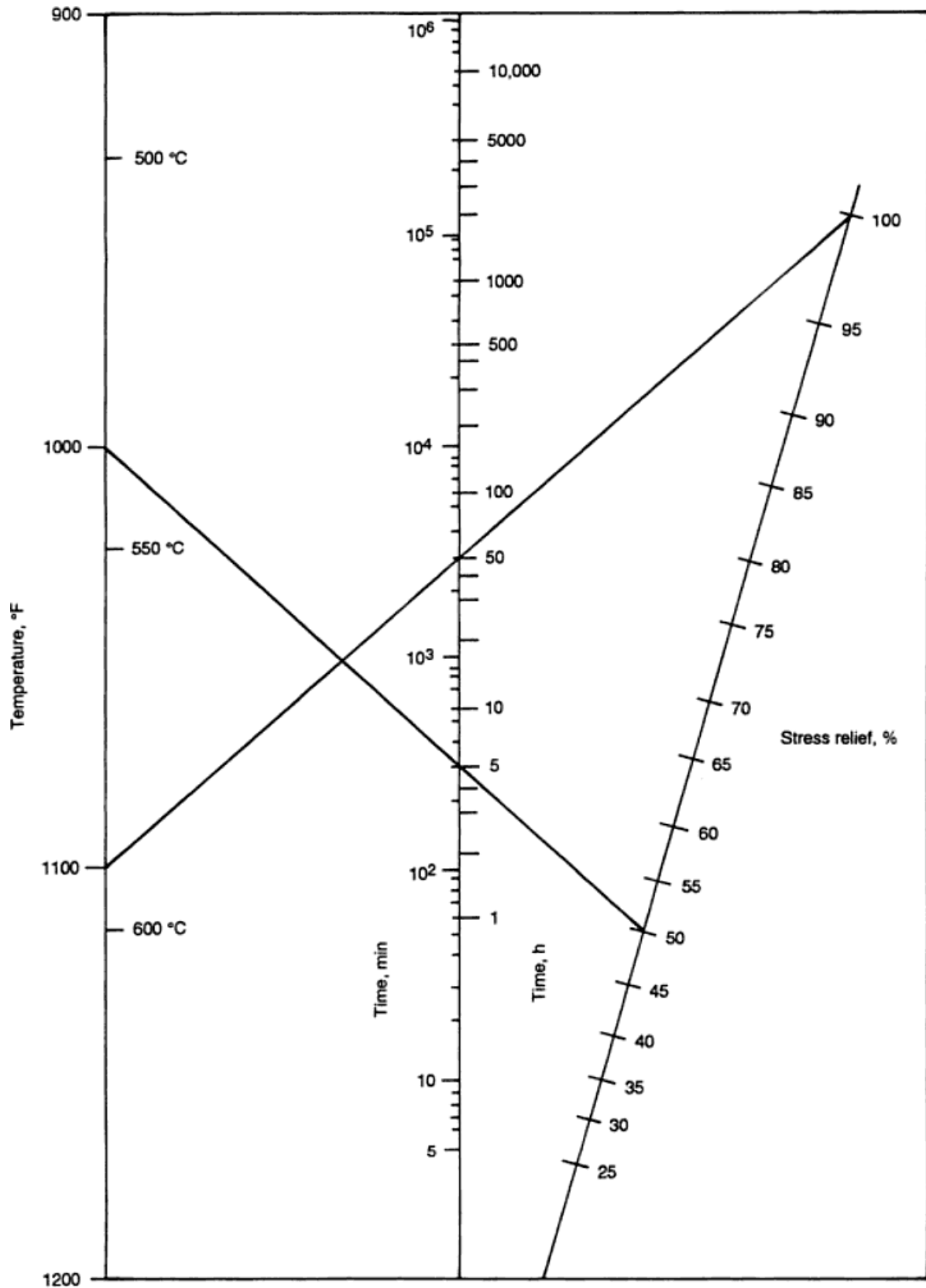


Figure 2.26 - Nomographe de relaxation de contrainte - Relation entre le temps, la température et le pourcentage de relaxation de contrainte du TA6V. Deux exemples (50% et 100% de relaxation) (Collings 1994)

2.4 Propriétés du Ti6242

Le Ti6242 est principalement utilisé pour les éléments de turbines à gaz tels que des aubes de compresseur, des disques et roues. Le Ti6242 se retrouve aussi sous forme de tôle pour les structures de post-combustion du moteur et pour diverses applications « à chaud » de la cellule du fuselage, où une grande résistance, une excellente résistance au fluage, et une stabilité à la contrainte sous température jusqu'à 565°C sont nécessaires.

2.4.1 Propriétés mécaniques

Le Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.08Si (Ti6242), a été développé dans les années 1960 pour les applications à haute température, il possède une combinaison exceptionnelle de résistance à la traction, une résistance au fluage, une limite élastique et une stabilité à haute température pour des applications sur le long terme à des températures jusqu'à 425°C. Le Ti6242 est l'un des alliages de titane les plus résistants au fluage et est recommandé pour une utilisation jusqu'à 565°C. Un traitement thermique approprié est important pour permettre à l'alliage de développer sa résistance maximale au fluage. Les propriétés mécaniques du Ti6242 sont dans le Tableau 2.7.

Tableau 2.7 - Propriétés mécaniques du Ti6242

Propriétés	Symboles	Valeurs	Unités
Contrainte maximale avant rupture	R_m	1000	MPa
Limite d'élasticité à 0,2%	$R_{p0,2}$	895	MPa
Allongement à la rupture	A%	12	%
Module d'Young	E	115	GPa
Masse volumique	ρ	4,54	g.cm^{-3}

Des essais de compression ont été effectués à différentes températures sur un alliage de Ti6242 afin de voir l'influence de la température sur la contrainte ainsi que sur la déformation (Figure 2.27). Plus la température est élevée, plus la contrainte nécessaire pour déformer le matériau est faible et la déformation est grande, cependant un résultat remarquable est obtenu entre 600°C et 700°C, un gap important au niveau de la déformation est obtenue. En effet, la déformation passe de 0,15 à 0,5 en passant d'un essai de compression de 600°C à 700°C. Cette information est très intéressante pour l'étude car le champ de température étudié est de 630°C à 730°C.

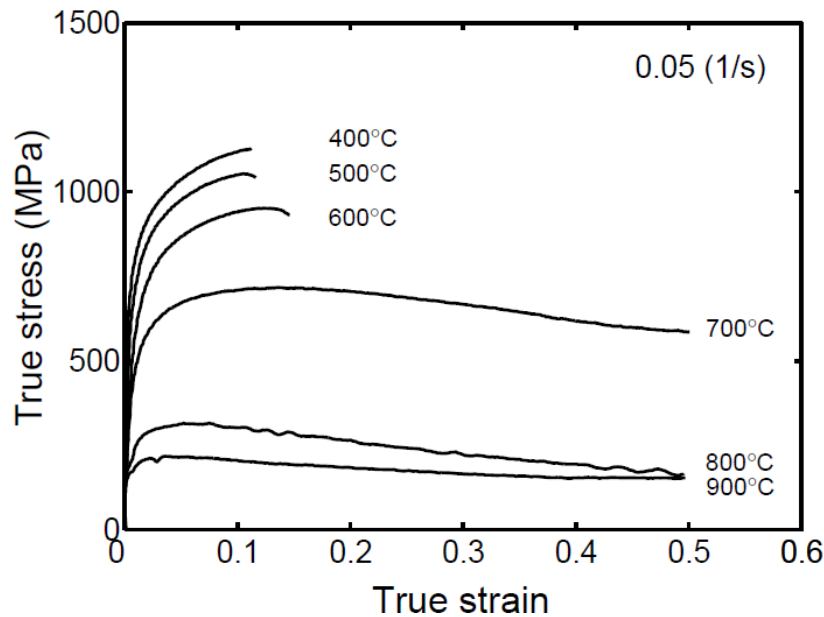


Figure 2.27 - Contrainte vraie par rapport à la déformation vraie du Ti6242 à différentes température à une vitesse de déformation de $0,05 \text{ s}^{-1}$ en compression (Odenberger 2009)

2.4.2 Anisotropie et écrouissage

Très peu d'information sont disponibles dans la littérature sur l'anisotropie et l'écrouissage du Ti6242. Cependant Odenberger (Odenberger, 2009) a testé des essais de compression sur un alliage de Ti6242 à 800°C dans différentes orientations ainsi que l'épaisseur de la pièce laminée (Figure 2.28). Même si aucune étude sur les coefficients de Lankford n'a été effectuée, il est tout de même intéressant d'analyser les variations de la contrainte en fonction de la déformation à différentes orientations. Au niveau de la déformation maximale avant rupture, il ne semble pas y avoir de différence, l'impact sur la déformation maximale avant rupture semble donc être affecté principalement par la température de l'essai. Néanmoins des évolutions de contraintes sont mesurées à différentes orientations, les limites élastiques varient en fonction de l'orientation du matériau, l'anisotropie est donc remarquable sur l'alliage Ti6242 à 800°C . L'évolution de la contrainte dans le domaine plastique montre que l'écrouissage est différent en fonction de l'orientation du matériau. Même si aucune information n'a été trouvée sur le coefficient d'écrouissage du Ti6242, il est visible sur les courbes de compression à chaud des Figure 2.27 et Figure 2.28 que l'écrouissage varie en fonction de la température et de l'orientation du matériau.

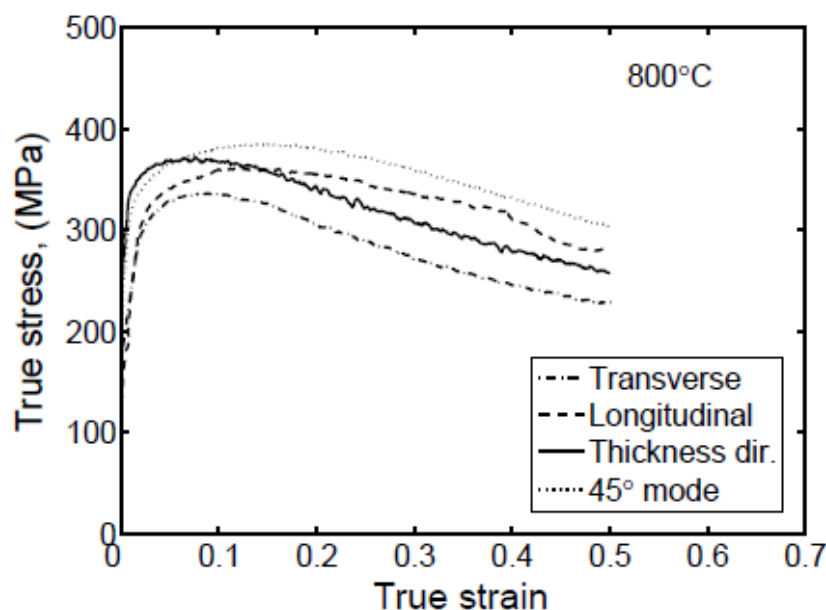


Figure 2.28 – Contrainte vraie par rapport à la déformation vraie sur un essai de compression à 800°C d'un alliage Ti6242 dans différentes directions (Odenberger 2009)

2.4.3 Sensibilité à la vitesse de déformation

Des essais de compression à chaud ont été testés sur un alliage de Ti6242 à différentes vitesses de déformation à 800°C (Figure 2.29). Peu de différences ont été mesurées entre les vitesses de déformation de $0,5 \text{ s}^{-1}$ et 1 s^{-1} , ce résultat n'est pas étonnant, cela ne représente pas une grosse différence de vitesse de déformation. Néanmoins en comparant une vitesse de déformation de $0,5 \text{ s}^{-1}$ et une de $0,05 \text{ s}^{-1}$, un gap significatif sur la contrainte a été mesuré. Cela montre clairement une sensibilité à la vitesse de déformation à haute température du Ti6242.

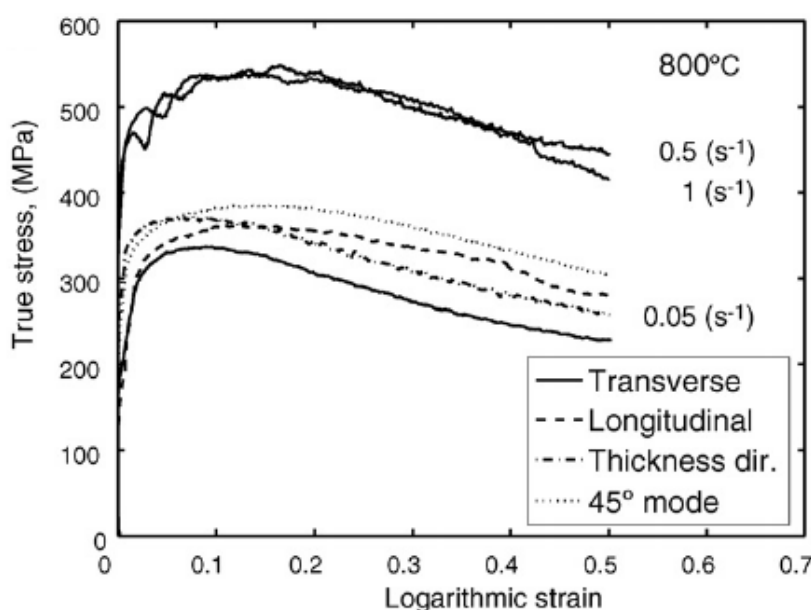


Figure 2.29 - Contrainte vraie par rapport à la déformation vraie sur un essai de compression à 800°C d'un alliage Ti6242 dans différentes directions à différentes vitesses de déformation (Odenberger 2009)

2.4.4 Composition

L'élément d'addition aluminium de 6% de la composition du Ti6242 est un stabilisant de phase α puissant, tandis que l'addition de 2% de molybdène ne représente qu'une faible quantité de cet agent stabilisant efficace de phase β . L'étain et le zirconium sont ajoutés en tant qu'éléments de renforcement de la solution solide et sont neutres par rapport à la stabilisation de phase. L'effet de cette combinaison d'éléments d'alliage est la génération d'un β -stabilisé. Comme il est faiblement stabilisé en phase β , l'alliage est également décrit comme un quasi- α , ou un alliage α - β . La composition du Ti6242 se retrouve dans le Tableau 2.8.

Tableau 2.8 - Composition du Ti6242

Alloy	Al	Mo	Zr	Sn	O	C	N	Ti
Ti6242	6	2	4	2	<0,15	<0,08	<0,05	Bal

La composition originale de cet alliage ne contient pas de silicium, mais un contenu nominal de silicium de 0,08 % a été introduit, ce qui permet à l'alliage de répondre aux exigences de fluage pour ses applications d'avion à réaction. Avant que les grandes applications commerciales ne soient développées, tous les producteurs avaient ajouté du silicium à la composition originale du Ti6242. La dilatation du Ti6242 est importante à haute température (Figure 2.30) et ne doit pas être négligée.

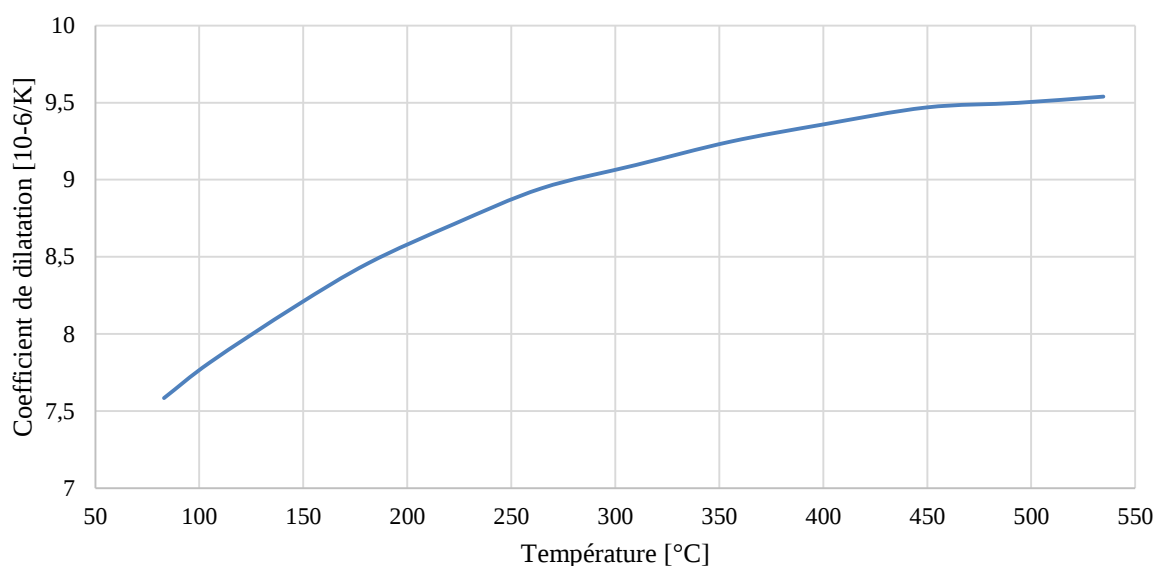


Figure 2.30 – Coefficient de dilatation d'une tôle de Ti6242 (valeur moyenne entre le sens longitudinal et transversal) (tracé avec les résultats de Dotson 1967)

2.4.5 Phases et structures

Les structures des alliages de Ti6242 sont généralement α équiaxes dans une matrice β transformée. Les grains α équiaxes trouvés dans les produits de tôle ont tendance à être plus petits et en plus grande proportion que ceux qu'on trouve dans les pièces forgées. La phase α primaire est typiquement de l'ordre de 80 à 90 % de la structure des produits en tôle et peut

être plus faible que dans les produits forgés, parce que la température finale de forgeage est normalement supérieure à la température finale de laminage utilisée pour la mise en forme de tôle. Comme dans les autres alliages quasi- α , de petites quantités de phase β résiduelle peuvent être observées métallographiquement à l'intérieur de la partie de β transformée de la structure, typiquement entre les grains α aciculaires de la phase transformée. Les valeurs de transformation allotropiques du Ti6242 sont similaires à celles du TA6V pour le passage de la phase α à la phase β (β_{Transus} du Ti6242 : 995°C).

2.4.6 Résistance à la corrosion et propriétés chimiques

La résistance à la corrosion du Ti6242 n'est pas bien documentée, mais elle est comparable à d'autres alliages à base de Ti-6Al comme le TA6V (Poquillon et al. 2013). La teneur en molybdène du Ti6242 n'est pas suffisamment élevée pour conférer une résistance à la corrosion en atmosphère réductrice. La résistance à la corrosion caverneuse du Ti6242 est inférieure à celle du T40, parce que la corrosion caverneuse est généralement associée à l'acidification de l'appauvrissement de l'oxydant.

Concernant l'oxydation, un film d'oxyde bleu se forme après une exposition d'environ 6 à 10h ne dépassant pas 540°C. Aucune dégradation des propriétés mécaniques n'a été observée en milieu oxydant sur le long terme. Dans un environnement fortement oxydant, la résistance est comparable à celle d'un T40 ou TA6V (Poquillon et al. 2013).

2.4.7 Aptitude au formage

Le Ti6242 est formé dans la plupart des cas à chaud au-delà de 600°C. La production normale de ce matériau s'effectue à 680°C, mais des températures plus élevées peuvent être utilisées en cas de besoin de plus grandes déformations, voire de formage superplastique. La Figure 2.27 met en avant le besoin d'augmenter la température afin d'atteindre de plus grande déformation. Néanmoins le cas de certaines pièces ne nécessitant que peu de déformation, la mise en forme s'effectue à plus basse température en dessous de 600°C afin d'augmenter les cadences de mise en forme.

2.5 Critère d'anisotropie

2.5.1 Coefficients d'anisotropie uniaxiale

En raison de leur structure cristallographique et des caractéristiques de l'opération de laminage, les tôles présentent généralement une anisotropie significative des propriétés mécaniques. En effet, le procédé 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 orthotropique. Les lignes d'intersection des plans de symétrie sont les axes d'orthotropie (Figure 2.31).

En utilisant les notations de la Figure 2.32, l'équation (2.1) peut être écrite sous la forme :

$$r = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{t}{t_0}} \quad (2.5)$$

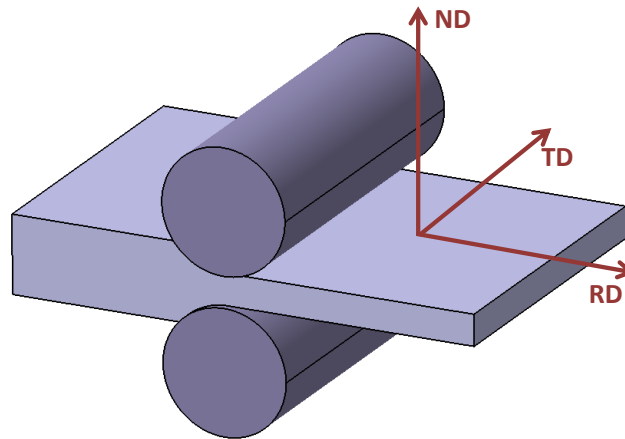


Figure 2.31 - Axes d'orthotropie d'une tôle laminée (RD : direction de laminage, TD : direction transverse au sens de laminage, ND : direction normale au laminage)

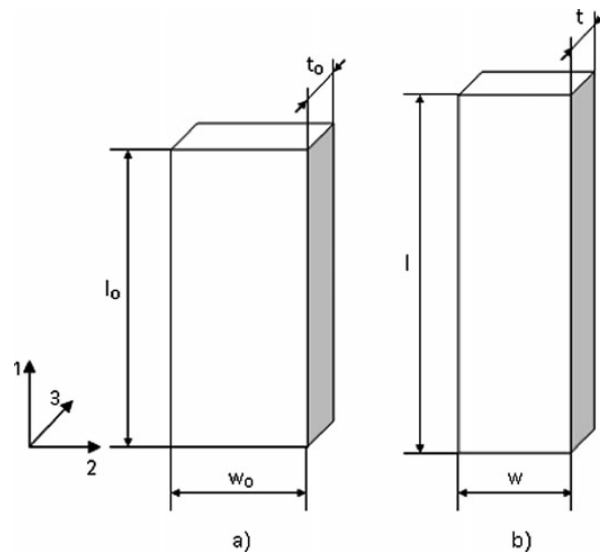


Figure 2.32 - Géométrie de l'éprouvette : (a) avant et (b) après déformation

où w_0 et w sont la largeur initiale et finale, tandis que t_0 et t sont les épaisseurs initiale et finale de l'échantillon. Comme l'épaisseur de l'échantillon est très faible par rapport à sa largeur en général, les erreurs de mesure relatives des deux déformations vont être tout à fait différentes. Par conséquent, les relations ci-dessus sont remplacées par une quantité impliquant le même ordre de grandeur : la longueur et la largeur de l'éprouvette. En tenant compte de la conservation du volume :

$$\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22} + \dot{\epsilon}_{33} = 0 \quad (2.6)$$

La forme suivante de l'équation (2.1) est obtenue :

$$r = -\frac{\dot{\epsilon}_{22}}{\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22}} \quad (2.7)$$

Et l'équation (2.5) devient :

$$r = \frac{-\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{l}{l_0} + \ln \frac{w}{w_0}} \quad (2.8)$$

où l_0 et l sont les longueurs initiale et finale. La longueur l_0 est spécifiée par les normes, voir (Wech et al. 1983). L'équation (2.8) peut être réarrangée comme suit :

$$r = \frac{\ln \frac{w}{w_0}}{\ln \frac{l_0 \cdot w_0}{l \cdot w}} \quad (2.9)$$

Cette relation est utilisée dans la pratique pour évaluer le coefficient d'anisotropie. Les expériences montrent que r dépend de la direction dans le plan. Pour un échantillon découpé pour un essai de traction ayant son axe orienté à l'angle θ de la direction de laminage, le coefficient r_θ est obtenu Figure 2.33. L'indice indique l'angle entre l'axe de l'éprouvette et la direction de laminage :

$$r_\theta = \frac{\dot{\epsilon}_{\theta+90}}{\dot{\epsilon}_{33}} \quad (2.10)$$

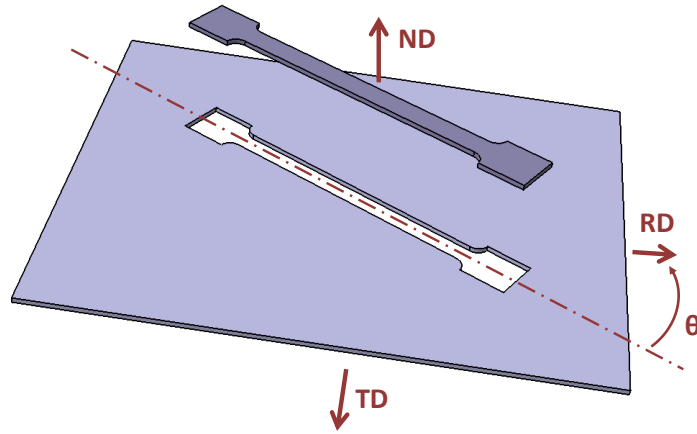


Figure 2.33 – Eprouvette de traction prélevée à l'angle θ (angle par rapport à la direction de laminage)

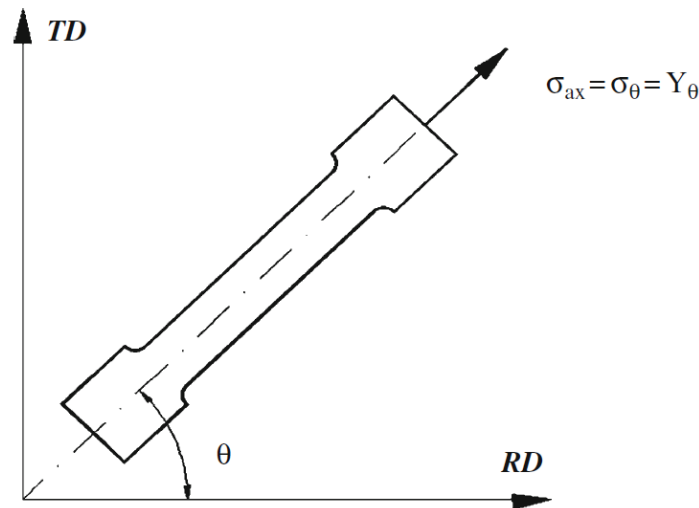


Figure 2.34 – Contrainte uniaxiale selon TD correspondant à une direction dans le plan de la tôle

Un autre élément important qui permet d'évaluer les performances d'un critère de plasticité est la capacité à prédire des variations de la limite élastique uniaxiale et le coefficient d'anisotropie dans les différentes directions de la tôle.

Afin d'évaluer cette capacité, les relations définissant la dépendance des paramètres mentionnés ci-dessus vont être établies en fonction de l'angle θ mesuré à partir de la direction de laminage (Figure 2.34).

Notons Y_θ la limite d'élasticité uniaxiale correspondant à la direction orientée à l'angle θ par rapport à la direction de laminage. Dans le cas d'un chargement uniaxial, les composantes du tenseur des contraintes peuvent être exprimées comme :

$$\begin{aligned}\sigma_{11} &= Y_\theta \cos^2 \theta ; \\ \sigma_{22} &= Y_\theta \sin^2 \theta ; \\ \sigma_{21} &= Y_\theta \sin \theta \cos \theta\end{aligned}\tag{2.11}$$

En remplaçant l'équation (2.11) dans la relation de définition de la contrainte équivalente et compte tenu de son homogénéité, ce qui donne :

$$\sigma = Y_\theta \cdot F_\theta \quad (2.12)$$

Si la contrainte d'écoulement de référence est sélectionnée pour être celle correspondant à la direction de laminage ($\sigma = Y_0$) on obtient la relation suivante :

$$Y_\theta = \frac{Y_0}{F_\theta} \quad (2.13)$$

Dans ce cas, la limite d'élasticité correspondant à une orientation planaire dépendra seulement de la contrainte d'écoulement associée à la direction de laminage et de la fonction F_θ (qui est en relation avec le critère de plasticité adopté dans le modèle). La détermination de la fonction F_θ sera présentée dans la suite du chapitre pour chaque type de critère de plasticité. De la même manière, il est possible d'établir la relation définissant la variation du coefficient d'anisotropie plastique dans le plan de la tôle. Considérons l'éprouvette orientée d'un angle θ par rapport à la direction de laminage (Figure 2.34). Selon l'équation (2.1), le coefficient instantané r_θ d'anisotropie plastique est défini comme le rapport des vitesses de déformation plastique associée à la largeur (orientées à l'angle $\theta+90^\circ$ par rapport à la direction de laminage), $\dot{\epsilon}_{\theta+90}$ et de l'épaisseur $\dot{\epsilon}_{33}$ (Equation (2.10)).

En tenant compte de la contrainte d'incompressibilité (voir équation (2.6)), ainsi que des expressions des composantes de vitesse de déformation le long des directions principales,

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_\theta &= \dot{\epsilon}_{11} \cos^2 \theta + \dot{\epsilon}_{22} \sin^2 \theta + \dot{\epsilon}_{12} \sin \theta \cos \theta, \\ \dot{\epsilon}_{33} &= -(\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22}) \end{aligned} \quad (2.14)$$

La relation définissant le coefficient d'anisotropie plastique associé à la direction θ obtenue :

$$r_\theta = \frac{\dot{\epsilon}_{11} \cos^2 \theta + \dot{\epsilon}_{22} \sin^2 \theta + \dot{\epsilon}_{12} \sin \theta \cos \theta}{\dot{\epsilon}_{11} + \dot{\epsilon}_{22}} - 1 \quad (2.15)$$

L'équation (2.15) peut être réécrite en termes de composantes de contraintes si le critère de plasticité est utilisé :

$$r_\theta = \frac{\sigma_{11} \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{11}} + \sigma_{22} \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{22}} + \sigma_{12} \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{12}}}{\sigma_{11} \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{11}} + \sigma_{22} \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{22}}} - 1 \quad (2.16)$$

En couplant l'équation (2.16) avec l'identité d'Euler, il en résulte :

$$r_\theta = \frac{\sigma}{Y_\theta \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{22}} \right)} - 1 \quad (2.17)$$

Enfin, après le remplacement de l'équation (2.12) dans le dernier rapport :

$$r_\theta = \frac{F_\theta}{\frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{11}} + \frac{\partial \sigma}{\partial \sigma_{22}}} - 1 \quad (2.18)$$

Cette formule définit le coefficient d'anisotropie plastique comme une fonction de l'orientation de l'échantillon. Afin de pouvoir utiliser celui-ci, l'expression de la contrainte équivalente et de la fonction F_θ est nécessaire, chacune d'elles étant spécifique à ce critère de plasticité adopté dans le modèle de plasticité. La moyenne des valeurs r obtenues pour les différentes directions dans le plan de la tôle constitue ce qu'on appelle le coefficient d'anisotropie normale r_n . Après avoir déterminé les valeurs de r dans des éprouvettes découpées le long de trois directions dans le plan de la tôle (0° , 45° et 90°), le coefficient d'anisotropie normale est déterminée par :

$$r_n = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (2.19)$$

Enfin une mesure de la variation d'anisotropie normale avec l'angle par rapport à la direction de laminage est donnée par Δr connue sous le nom d'anisotropie planaire :

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \quad (2.20)$$

2.5.2 Critère de plasticité pour les matériaux isotropes

Dans cette section, l'accent est mis sur les conditions dans lesquelles un matériau passe de l'état élastique à l'état plastique et sur les règles d'écoulement associées. Dans le but de décrire le comportement d'un matériau plastique dans un état de contrainte générale, trois éléments sont nécessaires :

- a) un critère de plasticité exprimant une relation entre les composantes de contrainte dans le domaine plastique ;
- b) une règle d'écoulement associée exprimant la relation entre les composantes de la vitesse de déformation et de la contrainte ;
- c) un état d'écrouissage décrivant l'évolution de la contrainte d'écoulement initiale au cours du procédé de formage.

Le passage du domaine élastique au domaine plastique se produit lorsque le critère de contrainte atteint le seuil plastique. La limite élastique en traction uniaxiale est établie en utilisant la courbe contrainte-déformation.

Dans le cas d'un état de contrainte à plusieurs axes, il est plus difficile de définir un critère pour le passage du domaine élastique au domaine plastique. Une relation entre les contraintes principales est nécessaire spécifiant les conditions dans lesquelles se produit un écoulement plastique. Une telle relation est généralement définie sous la forme d'une fonction implicite :

$$F(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3, Y) = 0 \quad (2.21)$$

$$2f(\sigma_{ij}) \equiv (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 6(\sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2 + \sigma_{12}^2) = 1 \quad (2.22)$$

où $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ sont les contraintes principales et Y est la limite élastique obtenue à partir d'un simple test (essai de traction, de compression ou de cisaillement).

L'équation (2.21) peut être interprétée comme la description mathématique d'une surface dans l'espace tridimensionnel des contraintes principales, généralement appelées la «surface de plasticité». Elle doit être fermée et convexe. Pour les matériaux incompressibles il s'agit d'un cylindre avec section transversale, qui est fonction du matériau (Pour le critère de Von Mises, il s'agit d'un cylindre circulaire comme le montre la Figure 2.35).

Tous les points situés à l'intérieur de la surface ($F < 0$) correspondent à un état élastique du matériau. Les points appartenant à la surface ($F = 0$) correspondent à un état plastique. Les points situés à l'extérieur de la surface ($F > 0$) n'ont pas de signification physique.

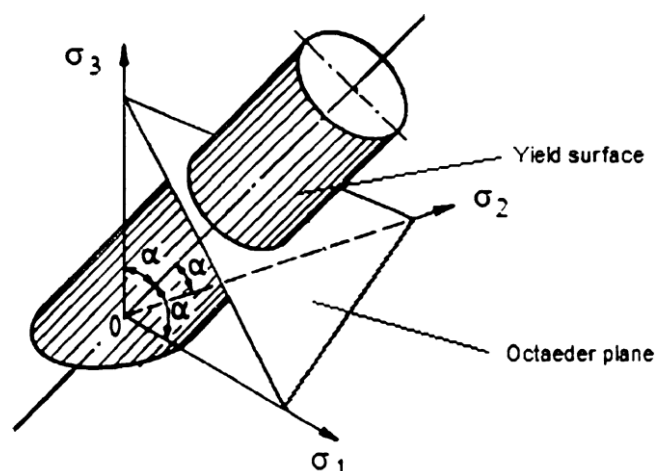


Figure 2.35 - Surface de plasticité du critère de von Mises dans l'espace des contraintes (von Mises 1928)

Dans un cas de contraintes planes (par exemple, $\sigma_3 = 0$), la surface d'écoulement se réduit à une courbe dans le plan des contraintes principales σ_1 et σ_2 . L'expression de la loi d'écrouissage est établie sur la base de certaines considérations phénoménologiques, concernant le passage du domaine élastique au domaine plastique.

Les critères de plasticités les plus couramment utilisés pour les matériaux isotropes ont été proposées par Tresca (le « critère de contrainte maximale de cisaillement ») et Huber-von Mises (le « critère de l'énergie de déformation ») (Michno & Findley 1976).

Fondamentalement, la loi d'écrouissage peut être définie de deux façons différentes (Zyczkowski 1981) : soit en supposant que la limite plastique commence quand une certaine quantité physique (telles que l'énergie ou la contrainte) atteint une valeur critique ou en faisant correspondre les données expérimentales par une fonction analytique.

Cette dernière classe de loi d'écrouissage n'est pas obtenue à partir d'un calcul basé sur la structure cristallographique du matériau, ce sont des fonctions purement phénoménologiques. Les avantages de l'utilisation de telles fonctions au lieu de celles fondées sur la texture cristallographique sont (Barlat et al. 1991):

- elles ont généralement une forme mathématique simple ;
- elles sont faciles à interpréter et à manipuler ;
- elles peuvent être facilement mises en œuvre dans les codes d'éléments finis ;
- elles peuvent être généralisées pour décrire le comportement anisotrope des matériaux.

Le principal inconvénient de l'approche phénoménologique est la faible précision sous chargement multi-axial et les conditions de chargement non-proportionnel.

2.5.3 Critère de plasticité pour les matériaux anisotropes – Hill 1948

Le premier critère de plasticité des matériaux anisotropes a été proposé par von Mises sous la forme d'une fonction quadratique (von Mises 1928). Bien qu'il ait été initialement utilisé pour décrire le comportement plastique d'un monocristal anisotrope, il a également été utilisé ensuite pour des polycristaux. Ce critère est donné par :

$$\begin{aligned} \Phi = & h_{11}\sigma_{11}^2 + h_{22}\sigma_{22}^2 + h_{33}\sigma_{33}^2 + h_{44}\sigma_{12}^2 + h_{55}\sigma_{23}^2 + h_{33}\sigma_{31}^2 + 2h_{12}\sigma_{11}\sigma_{22} + 2h_{13}\sigma_{11}\sigma_{33} \\ & + 2h_{14}\sigma_{11}\sigma_{12} + 2h_{15}\sigma_{11}\sigma_{23} + 2h_{16}\sigma_{11}\sigma_{31} + 2h_{23}\sigma_{22}\sigma_{33} + 2h_{24}\sigma_{22}\sigma_{12} \\ & + 2h_{25}\sigma_{22}\sigma_{23} + 2h_{26}\sigma_{22}\sigma_{31} + 2h_{34}\sigma_{33}\sigma_{12} + 2h_{35}\sigma_{33}\sigma_{23} + 2h_{36}\sigma_{33}\sigma_{31} \\ & + 2h_{45}\sigma_{12}\sigma_{12} + 2h_{46}\sigma_{12}\sigma_{31} + 2h_{56}\sigma_{23}\sigma_{31} \end{aligned} \quad (2.23)$$

où h_{ij} ($i, j = 1, 2, \dots, 6$) sont des coefficients d'anisotropie qui peuvent être identifiées par des tests mécaniques. L'équation (2.23) donne une fonction quadratique contenant des produits impliquant des contraintes normales et de cisaillement.

Olszak (Olszak & Urbanowski 1956) a donné une généralisation de cette fonction pour des matériaux anisotropes non-homogènes. Dans le cas d'un matériau orthotrope, elle peut être réduite à une fonction quadratique ayant seulement six termes et les coefficients d'anisotropie. Ceci est la même que la fonction proposée par Hill en 1948 (Hill 1948).

En 1948, Hill (Hill 1948) a proposé un critère de plasticité anisotrope comme une généralisation du critère Huber-Mises-Hencky. Le matériau est supposé avoir une anisotropie avec trois plans de symétrie orthogonaux.

Le critère de plasticité est exprimé par une fonction quadratique du type suivant :

$$\begin{aligned} 2f(\sigma_{ij}) \equiv & F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 \\ & + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \end{aligned} \quad (2.24)$$

Ici, f est la fonction d'élasticité, F, G, H, L, M et N sont des constantes spécifiques de l'état d'anisotropie de la matière, et x, y, z sont les principaux axes d'anisotropie. Dans le cas des tôles, l'axe 1 est généralement parallèle à la direction de laminage, l'axe 2 est parallèle à la direction transversale et l'axe 3 est colinéaire avec la direction normale. Si les limites élastiques à la traction dans les directions principales d'anisotropie sont dénotées par X, Y et Z , il est facile de montrer que :

$$\frac{1}{X^2} = G + H; \quad \frac{1}{Y^2} = H + F; \quad \frac{1}{Z^2} = F + G \quad (2.25)$$

De cette équation, par des calculs mathématiques simples, les coefficients F, G, H sont obtenus comme fonctions des contraintes de limites élastiques uniaxiales :

$$2F = \frac{1}{Y^2} + \frac{1}{Z^2} - \frac{1}{X^2}; \quad 2G = \frac{1}{Z^2} + \frac{1}{X^2} - \frac{1}{Y^2}; \quad 2H = \frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2} \quad (2.26)$$

Si R, S, T sont les limites élastiques en cisaillement associées à la même direction, alors :

$$2L = \frac{1}{R^2}; \quad 2M = \frac{1}{S^2}; \quad 2N = \frac{1}{T^2} \quad (2.27)$$

Seul l'un des paramètres F, G, H peut être négatif. Cette situation se produit rarement dans la pratique (cela causerait de grandes différences entre les contraintes), $F > G$ si et seulement si $X > Y$, etc. L, M et N sont toujours positifs. En conséquence, afin de donner une description complète de l'anisotropie du matériau, six contraintes d'écoulement indépendantes (X, Y, Z, R, S et T) doivent être connues ainsi que l'orientation des axes principaux d'anisotropie. Le critère de plasticité peut être interprété comme une surface avec des composantes de

contrainte dans un espace à six dimensions. Les points situés à l'intérieur de la surface représentent le domaine élastique du matériau, tandis que les points appartenant à la surface correspondent au domaine plastique.

En contrainte plane ($\sigma_{33} = \sigma_{31} = \sigma_{23} = 0$; $\sigma_{11} \neq 0$; $\sigma_{22} \neq 0$; $\sigma_{12} \neq 0$), le critère de plasticité devient :

$$2f(\sigma_{ij}) \equiv (G + H)\sigma_{11}^2 - 2H\sigma_{11}\sigma_{22} + (H + F)\sigma_{22}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1 \quad (2.28)$$

Après l'introduction de la contrainte d'écoulement X, Y et Z et T , l'équation (2.28) peut être réécrite comme :

$$\frac{1}{X^2}\sigma_{11}^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_{11}\sigma_{22} + \frac{1}{Y^2}\sigma_{22}^2 + \frac{1}{T^2}\sigma_{12}^2 = 1 \quad (2.29)$$

Lorsque les directions principales du tenseur des contraintes coïncident avec les axes principaux anisotropes, le critère de plasticité Hill 1948 a la forme :

$$\frac{1}{X^2}\sigma_1^2 - \left(\frac{1}{X^2} + \frac{1}{Y^2} - \frac{1}{Z^2}\right)\sigma_1\sigma_2 + \frac{1}{Y^2}\sigma_2^2 = 1 \quad (2.30)$$

où σ_1, σ_2 , sont les contraintes principales non nulles. Lors de la simulation des procédés de formage des tôles, les coefficients d'anisotropie sont notées (r_0, r_{45} et r_{90}) et les limites élastiques dans les directions des axes principaux anisotropes sont désignées comme suit: $X = \sigma_0$ et $Y = \sigma_{90}$. Les relations entre les coefficients d'anisotropie et les coefficients F, G, H, L, M et N peuvent être facilement obtenues à partir de la règle d'écoulement associée au critère de plasticité :

$$r_0 = \frac{H}{G}; \quad r_{90} = \frac{H}{F}; \quad r_{45} = \frac{N}{F + G} - \frac{1}{2} \quad (2.31)$$

Si le paramètre d'élasticité est égal à la limite élastique uniaxiale σ_u , la contrainte d'écoulement uniaxiale prédite par ce critère est :

$$Y_0 = \frac{\sigma_u}{\sqrt{G + H}} \quad (2.32)$$

L'expression de l'anisotropie uniaxiale prédite par le critère de Hill48 est obtenue à l'aide de l'équation (2.18) :

$$r_\theta = \frac{G \cos^4 \theta + F \sin^4 \theta + H \cos^2 2\theta + \frac{1}{2}N \sin^2 2\theta}{G \cos^2 \theta + F \sin^2 \theta} - 1 \quad (2.33)$$

Les équations (2.32) et (2.33) sont utilisées pour la prédiction de la contrainte d'écoulement uniaxiale et du coefficient d'anisotropie plastique, dans le cas où les paramètres F, G, H et N du critère de Hill48 sont liés à la valeur expérimentale de la contrainte d'allongement uniaxial σ_u et des coefficients expérimentaux d'anisotropie plastique r_0, r_{45} et r_{90} . L'identification de ce critère de plasticité peut également être effectuée à l'aide de trois valeurs expérimentales de la limite d'élasticité et d'une valeur expérimentale du coefficient d'anisotropie plastique.

2.5.4 Commentaires sur le critère de plasticité Hill48

Lors de la description de l'anisotropie des métaux, le critère de plasticité de Hill48 a l'avantage d'avoir des hypothèses de base faciles à comprendre. Les paramètres inclus dans le critère de Hill48 ont une signification physique directe. C'est ce qui explique sa large utilisation dans la pratique. De plus la formulation a un modèle simple pour le cas 3D. Le critère a besoin d'un petit nombre de paramètres mécaniques permettant de déterminer la surface de plasticité. Avec des conditions de contraintes planes, quatre paramètres sont suffisants, à savoir : r_0 , r_{45} , r_{90} et σ_0 ou r_0 , r_{45} , r_{90} et σ_{90} . En pratique, les valeurs des coefficients d'anisotropie et une moyenne de la contrainte d'écoulement uniaxial sont utilisés. Outre ses avantages, le critère a aussi quelques inconvénients :

1. Il ne peut pas représenter le comportement «anormal» observé par Woodthorpe et Pearce (Woodthorpe & Pearce 1970) : $r > 1$, alors $\sigma_b > \sigma_u$.
2. Il ne peut pas représenter le comportement «anormal» de second ordre (ce nouveau concept a été introduit dans la littérature (Banabic 2010)) : $\frac{r_0}{r_{90}} > 1$ et $\frac{\sigma_0}{\sigma_{90}} < 1$ (et vice-versa).
3. Il ne peut être appliqué qu'aux matériaux formant quatre cornes d'emboutissage dans les procédés d'emboutissage de révolution.
4. Les courbes contraintes équivalentes σ_e par rapport à la déformation équivalente ε_e dépendent pour différents matériaux du chemin de déformation, même si elles devraient être uniques et intrinsèques pour un matériau donné.
5. Dans des essais de traction uniaxiale, la dépendance de la limite d'élasticité en fonction de la direction est mal prédite par la théorie, bien que la variation du coefficient r soit correctement déterminée. Il existe également la possibilité d'effectuer l'identification du modèle de Hill48 en utilisant seulement les limites élastiques et non les coefficients d'anisotropie plastique. Bien entendu, dans un tel cas, la précision des prédictions associées à la variabilité des coefficients d'anisotropie est plus pauvre. Le modèle ne peut pas utiliser le même nombre de limite élastique et de coefficients d'anisotropie dans la procédure d'identification. Cette caractéristique est un inconvénient important, en particulier dans le cas de matériaux présentant des variations importantes des paramètres mécaniques mentionnées ci-dessus (Banabic 2010).

2.5.5 Paramètres mécaniques utilisés pour la procédure d'identification des critères de plasticité

Le Tableau 2.9 présente les paramètres mécaniques nécessaires à l'identification de plusieurs critères de plasticité. Sur la base de cette liste, il est possible d'estimer la quantité de tests expérimentaux et les coûts nécessaires à l'identification de différents critères de plasticité. Le Tableau 2.9 fait référence uniquement aux modèles de contraintes planes (2D). Les notations suivantes ont été utilisées dans le tableau : 3D signifie le fait que le modèle est extensible à des états de contraintes dans un repère à trois dimensions, A1 montre que le critère de plasticité est en mesure de décrire la première commande d'un comportement « anormal », A2 montre que le critère de plasticité est en mesure de décrire « le comportement anormal de second ordre ». Les critères de plasticité appartenant à la famille Hershey utilisent un exposant choisi en conformité avec la structure cristallographique du matériau. Les critères cités dans le Tableau 2.9 sont pour la plupart très complexes à mettre en place et nécessitent beaucoup d'essais afin de déterminer tous leurs paramètres. Ces critères complexes

permettent de répondre à des besoins très spécifiques pour des matériaux qui présentent des surfaces de plasticité particulières.

Tableau 2.9 - Les paramètres mécaniques nécessaires pour l'identification de différents critères de plasticité (Banabic 2010)

Auteur, année	σ_0	σ_{30}	σ_{45}	σ_{75}	σ_{90}	σ_b	r_0	r_{30}	r_{45}	r_{75}	r_{90}	r_b	3D	A1	A2
Famille de Hill															
Hill 1948	x						x		x		x		x		
Hill 1979	x					x	x						x	x	
Hill 1990	x		x		x	x			x					x	
Hill 1993	x				x	x	x				x			x	x
Lin, Ding 1996	x				x	x	x		x		x			x	x
Hu 2005					x	x	x		x		x			x	x
Leacock 2006					x	x	x		x		x			x	x
Famille Hershey															
Hosford 1979	x						x				x		x	x	
Barlat 1989	x						x				x			x	
Barlat 1991	x		x		x	x							x	x	
Karafillis Boyce 1993	x		x		x		x		x		x		x	x	
Barlat 1997	x		x		x	x	x		x		x		x	x	x
BBC 2000	x		x		x	x	x		x		x		x	x	x
Barlat 2000	x		x		x	x	x		x		x			x	x
Bron, Besson 2003	x		x		x	x	x		x		x	x	x	x	x
Barlat 2004	x		x		x	x	x		x		x	x	x	x	x
BBC 2005	x		x		x	x	x		x		x	x	x	x	x
Famille Drucker															
Cazacu-Barlat 2001	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x		x	x	x
Cazacu-Barlat 2003	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x		x	x	x
C-P-B 2006	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x	x		x	x	x
Critère polynomial															
Comsa 2006	x		x		x	x	x		x		x	x	x	x	x
Soare 2007	x	x	x		x	x	x		x		x	x	x	x	x

Les principaux éléments de sélection d'un critère de plasticité pour la mise en œuvre dans le code éléments finis sont la précision de la prédiction du comportement anisotrope et l'efficacité du temps CPU du programme. Le Tableau 2.10 présente les principaux logiciels commerciaux éléments finis avec les critères de plasticité anisotrope qui y sont implémentés. Le critère de Hill48 répond au besoin de notre étude d'une part par les paramètres nécessaires à son utilisation (Tableau 2.9) et d'autre part car il est déjà implémenté dans le logiciel de mise en forme par éléments finis FORGE (Tableau 2.10) utilisé dans l'étude.

Tableau 2.10 - Différents critères de plasticité implémentés dans les principaux logiciels code de calcul

Logiciel	Hill 1948	Hill 1990	Barlat 1989	Barlat 2000	Vegter	BBC 2005
ABAQUS	X	X	X			
AUTOFORM	X	X	X			X
FORGE	X					
LS-DYNA	X	X	X	X		
OPTRIS	X		X			
PAM STAMP	X	X			X	
STAM PACK	X	X				

2.6 Lois de comportement

Une fois le critère de plasticité choisi, il est important de choisir une loi de comportement décrivant le comportement des matériaux sous les sollicitations considérées dans cette étude.

2.6.1 Loi de comportement dite d'Adinel Gavrus :

Adinel Gavrus (Gavrus 1996) propose un modèle de comportement phénoménologique en se basant une loi de Norton-Hoff (2.34). Il prend en compte la consistance K dans laquelle il insère l'adoucissement W associé à une consistance d'écrouissage K_{ecr} ainsi qu'une consistance de saturation K_{sat} qu'il considère nulle dans ce cas (2.35). Il propose ensuite différentes représentations de K_{ecr} qui prennent plus ou moins en compte la modification du coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation m en fonction de la température T ainsi que la modification du coefficient d'écrouissage n en fonction de la température (Tableau 2.11).

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (2.34)$$

$$K = K_{ecr}[1 - W] + K_{sat}W \quad (2.35)$$

Tableau 2.11 - Expression des fonctions rhéologiques choisies par Adinel Gavrus (Gavrus 1996)

Loi	K_{ecr}	W	m	Paramètres P
I	$K_0(\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$	0	m	$\{K, n, \beta, m_0\}$
II	$K_0(\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$	$1 - \exp(-r\bar{\varepsilon})$ $r = r_0 + r_1 T$	$m = m_0 + m_1 T$	$\{K, n, r, \beta, m_0\}$
III	$K \sqrt{1 - \exp[-nT(\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)]} \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$	0	$m = m_0 + m_1 T$	$\{K, n, \beta, m_0, m_1\}$
IV	$K \sqrt{1 - \exp[-n(\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)]} \exp\left(\frac{\beta}{T}\right)$ $n = n_0 + n_1 T$	$1 - \exp(-r\bar{\varepsilon})$ $r = r_0 + r_1 T$	$m = m_0 + m_1 T$	$\{K n_0, n_1, r_0, r_1, \beta, m_0, m_1\}$

L'avantage des lois complexes II, III et IV du Tableau 2.11 est qu'il s'agit de lois phénoménologiques permettant de représenter le comportement du matériau dans des grands domaines de température, de déformation et de vitesse de déformation. Dans le cas de l'étude, le choix porte sur la loi III.

Tableau 2.12 - Résultats d'identification obtenus avec des essais de torsion à haute température sur un alliage de TA6V pour chaque modèle rhéologique (Gavrus 1996)

	Valeurs initiales	Valeurs identifiées		Valeurs initiales	Valeurs identifiées	
Loi		I	II		III	IV
Itérations		10	19		11	20
Q [%]	24,3	8,9	5,5		6,1	3,3
$K_0 \cdot 10^2$	10	1,4	21,5	0,1	1,28	3,222
n_0	0,1	0,132	0,23	10	40,04	-314,87
n_1	0	0	0	0	0	0,323
r_0	0	0	-10,61	0	0	-11,552
r_1	0	0	0,011	0	0	0,0104
β	8000	10581	7952	8000	10412	9443,93
m_0	0,1	0,078	0,193	0,1	0,333	0,358
$m_1 \cdot 10^3$	0	0	-0,104	0	-0,228	-0,254

Ensuite Adinel Gavrus a simulé les différentes lois d'écrouissage, puis les a comparées à un essai de torsion où il a fait varier la vitesse de rotation de l'essai ainsi que la température de l'essai pour tester la robustesse de chaque essai (Figure 2.36). Suite à ces différents essais et à ces modélisations, les paramètres rhéologiques optimums pour chaque loi ont été identifiés (Tableau 2.12).

Les différentes lois de comportement représentent assez bien le comportement du TA6V à haute température (Figure 2.36). La loi IV semble la plus représentative du comportement du TA6V, le phénomène d'adoucissement est beaucoup mieux pris en compte dans cette dernière loi d'écrouissage et elle correspond bien à l'expérimentation à 800°C comme à 900°C et ceux à 0,3 tr/s comme à 3 tr/s.

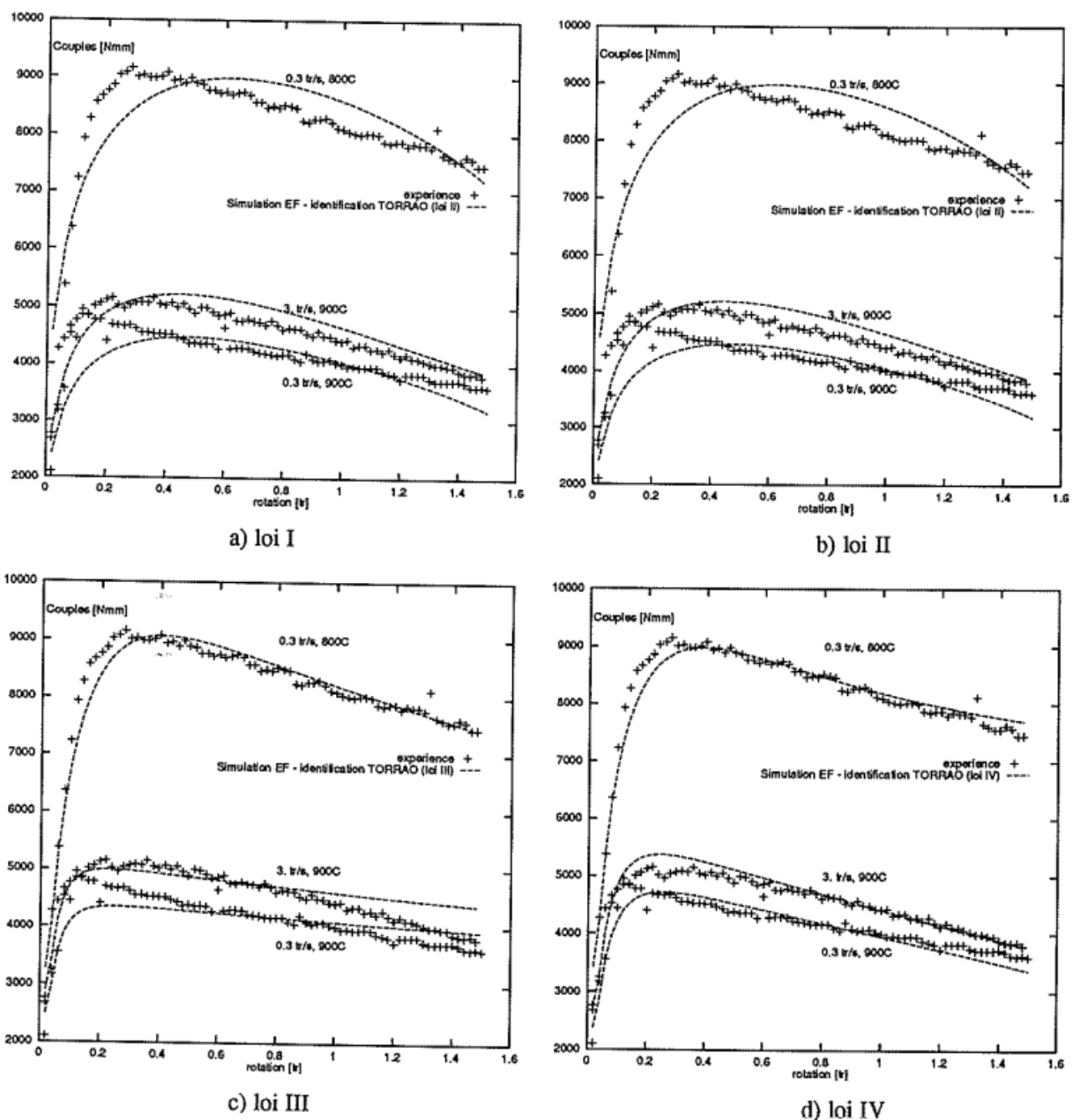


Figure 2.36 - Comparaison entre les couples calculés et expérimentaux pour chaque type de loi sur un alliage de TA6V (Gavrus 1996)

Cette partie démontre que les modèles permettant de représenter le comportement du TA6V au cours de sa mise en forme peuvent faire intervenir de nombreux paramètres. Tous ces paramètres n'auront pas la même influence sur les résultats de la simulation du procédé, c'est pourquoi il apparaît important de les classer en faisant des analyses de sensibilité.

2.6.2 Revue des lois de comportement utilisées pour modéliser les titanes

D'autres lois de comportement ont été utilisées afin de modéliser le comportement du titane et ses alliages.

Loi de Johnson-Cook

Afin de modéliser le procédé d'emboutissage du TA6V à chaud, une description précise de la réponse dynamique des matériaux et des structures sous l'influence d'un chargement couplant la pression et la température élevée est nécessaire. Pour tenir compte au mieux de ces couplages sur le comportement en déformation plastique, une loi de comportement prenant en compte toutes ces influences est indispensable. En général, la limite d'élasticité dynamique d'un matériau en grande déformation plastique et à hautes vitesses de déformation peut être décrite par une fonction. Au cours des dernières décennies, la recherche sur les modèles de comportement a été considérable, dont celle de Johnson-Cook (Johnson & Cook 1985), cette équation (2.36) est basée sur une théorie classique phénoménologique. Ce modèle est fort utile parce qu'il peut réussir à illustrer de nombreux résultats expérimentaux et qu'il est facile à utiliser comme dans les travaux de Daridon où il utilise la loi de Johnson-Cook pour le TA6V (Daridon et al. 2004) :

$$\sigma = (A + B \cdot \varepsilon_p^n) \cdot \left[1 + C \cdot \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \quad (2.36)$$

où A, B, et C sont des constantes matériaux, n le coefficient d'écrouissage, ε_p la déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}_p$ la vitesse de déformation plastique équivalente et σ la contrainte d'écoulement.

Loi de comportement pour les structures c.c. et c.f.c. :

Zerilli et Armstrong ont proposé une loi de comportement (2.37) avec l'aide d'une analyse par activation thermique afin d'étudier le comportement du TA6V (Zerilli & Armstrong 1987).

$$\sigma = A + (C_1 + C_2 \cdot \sqrt{\varepsilon}) \cdot e^{(-C_3 + C_4 \cdot \ln \dot{\varepsilon})T} + C_5 \cdot \varepsilon^n \quad (2.37)$$

où l'on retrouve ε la déformation, $\dot{\varepsilon}$ la vitesse de déformation, T la température. A , C_1 , C_2 , C_3 , C_4 , et C_5 sont des constantes du matériaux (avec $C_1 = C_5 = 0$ quand le matériau a une structure c.f.c et $C_1 = 0$ quand le matériau a une structure c.c.). À ce jour, les études dans le domaine de la modélisation du comportement ont porté principalement sur les structures c.f.c et c.c. en raison de leurs structures cristallines simples. Nemat-Nasser a proposé un modèle de comportement de l'alliage TA6V en généralisant le modèle dédié aux structures c.f.c (Nemat-Nasser et al. 2001).

Loi de comportement pour les structures h.c. :

Zerilli et Armstrong ont proposé un modèle de comportement (2.38) pour les métaux à structure h.c. (Z-A model) basé sur le principe que les métaux à structure h.c. ont partiellement les caractéristiques structurelles des structures de type c.c et du type c.f.c. :

$$\sigma = C_0 + C_1 e^{-\beta T} + C_2 \cdot \sqrt{\varepsilon_r \cdot (1 - e^{-\varepsilon/\varepsilon_r})} \cdot e^{-\alpha T} \quad (2.38)$$

où C_0 , C_1 et C_2 sont des constantes du matériau, α et β sont fonctions de la déformation, T la température absolue, ε la déformation et ε_r appelée déformation de restauration par Zerilli et Armstrong.

Khan (Khan et al. 2007) a appliqué leurs modifications afin de concevoir le modèle Khan-Huang-Liang (KHL model) pour l'alliage TA6V. La forme classique du modèle Johnson-Cook pour TA6V à haute température a été améliorée par l'introduction d'une fonction de température pour tenir compte d'une baisse de la contrainte d'écoulement en raison de la recristallisation dynamique (Seo et al. 2005). Le mécanisme de déformation plastique de l'alliage TA6V a été beaucoup étudié expérimentalement. Lee et Chen (Lee et al. 2010) ont réalisé un test d'impact sur un TA6V et ont constaté que lorsque les vitesses de déformation augmentaient, le volume d'activation thermique diminuait et que la sensibilité à la vitesse de la contrainte d'écoulement augmentait. Lee et Lin (W.-S. Lee & Lin 1998) ont étudié la sensibilité à la température de la contrainte d'écoulement du TA6V à haute température et en rupture. En 2001, Briottet (Briottet et al. 2001) a observé le phénomène d'instabilité de la déformation plastique des TA6V sous tension.

Gao (Gao et al. 2011) a récemment développé un modèle de loi de comportement pour les métaux à structure h.c. afin de modéliser le comportement du TA6V, il se base sur les effets des dislocations. Ce modèle a été mis en place pour modéliser le comportement du TA6V à haute température, néanmoins il ne prend en compte qu'une structure h.c., donc le modèle devient obsolète lors du changement de phase en phase β .

2.7 Essais mécaniques

Dans le cadre de l'étude, le procédé d'emboutissage à chaud est analysé. Le comportement des matériaux dans la gamme de température que subit la pièce lors du procédé est donc à approfondir. Dans le cas industriel, le procédé est réalisé autour de 680°C. Pour étudier le comportement à chaud, le chauffage de la pièce est à mettre en place. Cependant, l'utilisation d'un four classique pour monter à 680°C empêcherait de voir la pièce. C'est pourquoi, un système de chauffe par effet Joule a été conçu afin de visualiser les matériaux au cours de la traction.

2.7.1 Mise en place d'un essai de traction à chaud

Le Cemef possède une machine de traction-compression Dartec® d'une capacité de 300 kN, ce qui est suffisant pour effectuer ces essais de traction.

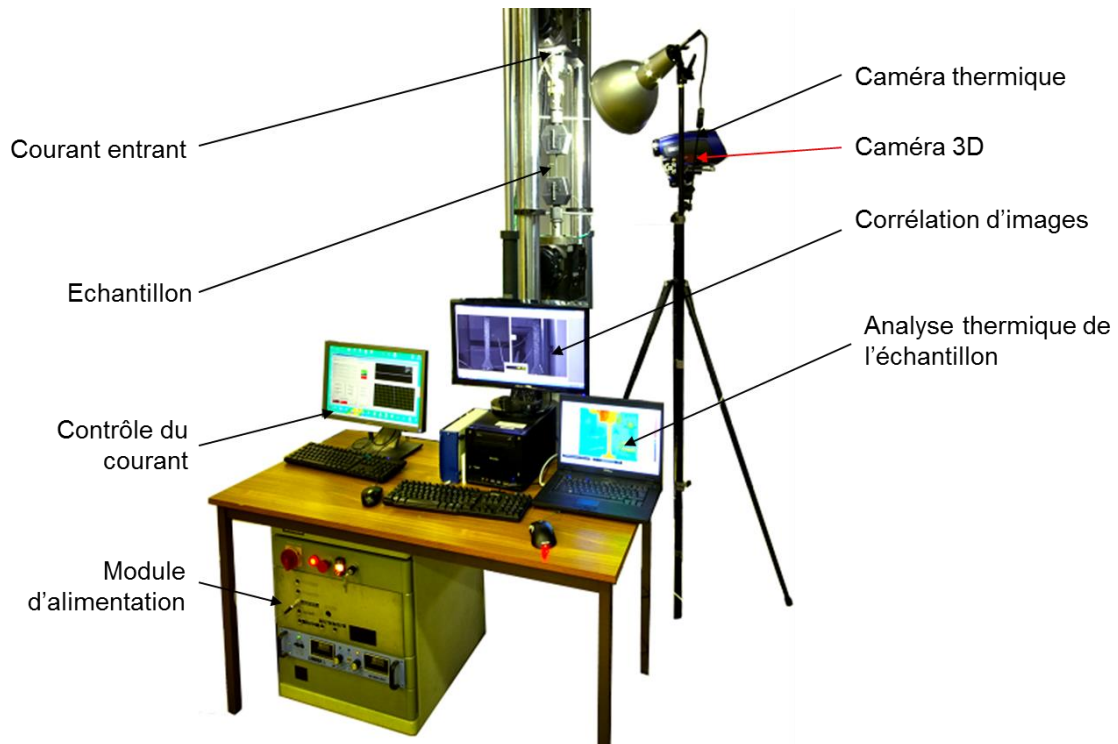


Figure 2.37 - Machine de traction à chaud

Il a fallu isoler électriquement la machine afin de pouvoir faire passer le courant dans l'éprouvette sans endommager la machine. Ensuite un module d'alimentation a été branché sur le système. Le module d'alimentation est contrôlé à l'aide d'un ordinateur. Un thermocouple est branché au module d'alimentation d'une part et soudé au centre de l'éprouvette d'autre part (Figure 2.38). Ainsi, l'éprouvette est asservie en courant afin d'obtenir une température désirée au cours de l'essai.

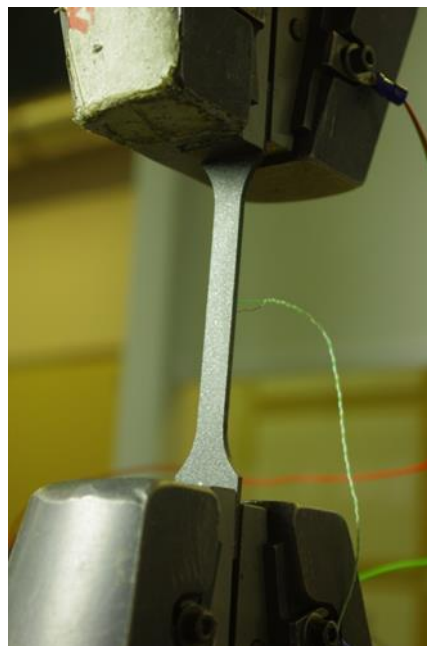


Figure 2.38 - Eprouvette de traction entre les mors de la machine de traction

Non seulement un contrôle au centre de l'éprouvette à l'aide d'un thermocouple est présent, mais un second contrôle sur l'ensemble de l'éprouvette à l'aide d'une caméra thermique est installé. La caméra thermique apporte le champ de température sur l'éprouvette et permet ainsi de représenter l'essai lors de l'analyse inverse. En Figure 2.39, un champ de température obtenu à l'aide de la caméra thermique est représenté ainsi que la température mesurée sur l'axe de symétrie de l'éprouvette chauffée pour un essai à 680°C.

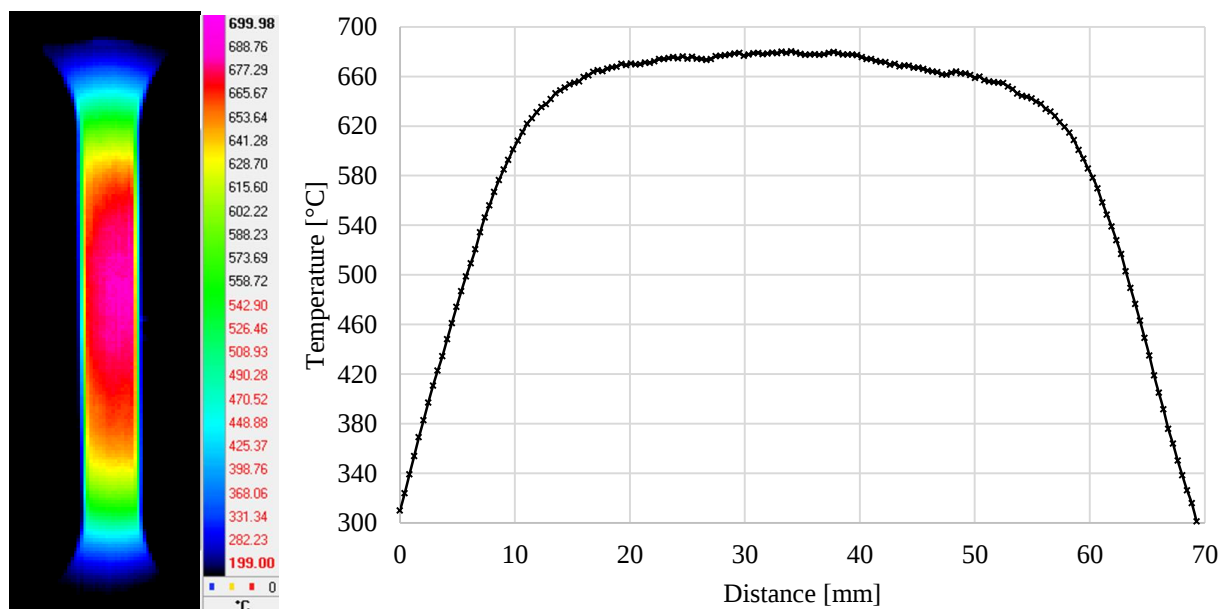


Figure 2.39 - Champs de température le long d'une éprouvette de TA6V sur un essai de traction à 680°C

Comme un chauffage par effet Joule est utilisé, il est possible de visualiser l'éprouvette durant l'essai. Cela s'avère très utile pour analyser les déformations au sein de l'éprouvette. Ainsi les coefficients de Lankford peuvent être aisément déterminés, les vitesses de déformation mesurées ainsi que les déformations subies par les éprouvettes. Pour mesurer toutes ces informations, un système de stéréo-corrélation est utilisé à l'aide de deux caméras CCD qui vont enregistrer des images de la surface texturée de l'éprouvette. Ensuite le logiciel VIC-3D permet d'analyser les images enregistrées au cours de l'essai afin de déterminer les déformations de la surface. Des photos sont prises à intervalles réguliers lors de l'essai, il est ainsi possible d'en déduire les vitesses de déformation. Concernant le marquage de l'échantillon, un mouchetis blanc sur fond noir avec de la peinture résistant aux hautes températures est choisi (Figure 2.40).

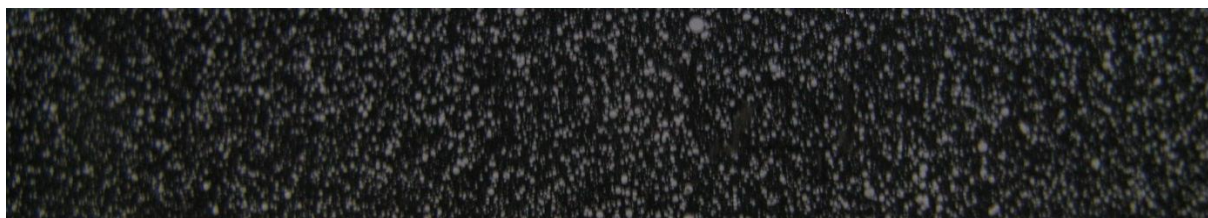


Figure 2.40 - Mouchetis de peinture sur l'éprouvette de traction

Les épaisseurs de 2 mm pour le TA6V et de 2,5 mm pour le Ti6242 ont été choisies pour les éprouvettes de traction correspondant aux épaisseurs utilisées pour les pièces industrielles. Le design utilisé pour les éprouvettes de traction est représenté sur la Figure 2.41.

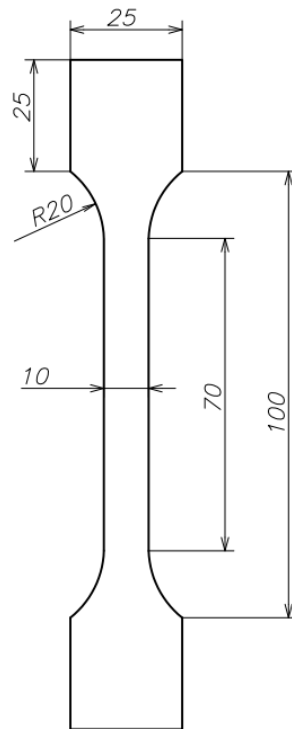


Figure 2.41 - Design de l'éprouvette de traction

Pour les deux nuances de matériaux, on a fait varier la vitesse de déformation, la température ainsi que l'orientation de la sollicitation :

- vitesses de traverse : 0,15 mm/s et 1,5 mm/s ;
- températures : 630°C, 680°C et 730°C ;
- orientations de sollicitation : 0°, 22,5°, 45°, 66,5° et 90°.

En faisant les essais à différentes vitesses de traverse, il est possible d'obtenir les informations sur la sensibilité à la vitesse de déformation ; de même en faisant varier la température, une loi de comportement valable pour le champ de température étudiée est obtenue. L'étude sur différentes orientations de sollicitation va permettre quant à elle d'identifier un critère d'anisotropie.

Lors de cette étude, la vitesse de traverse est utilisée et non pas la vitesse de déformation. Cela permet de faire aisément une modélisation de l'essai sur Forge®. Il paraissait aussi plus simple et réaliste d'utiliser la valeur de l'effort étant donné la complexité de l'essai à haute température.

En utilisant les caméras CCD ainsi que le logiciel Vic3D, il est possible d'analyser l'évolution des déformations sur les éprouvettes. Tout d'abord, en sélectionnant la zone à étudier, puis en réalisant un maillage de la pièce (Figure 2.42). Ensuite le système de corrélation d'images Vic3D analyse le déplacement du mouchetis et donne dans chaque élément l'évolution de la position de l'élément ainsi que l'évolution de la déformation.

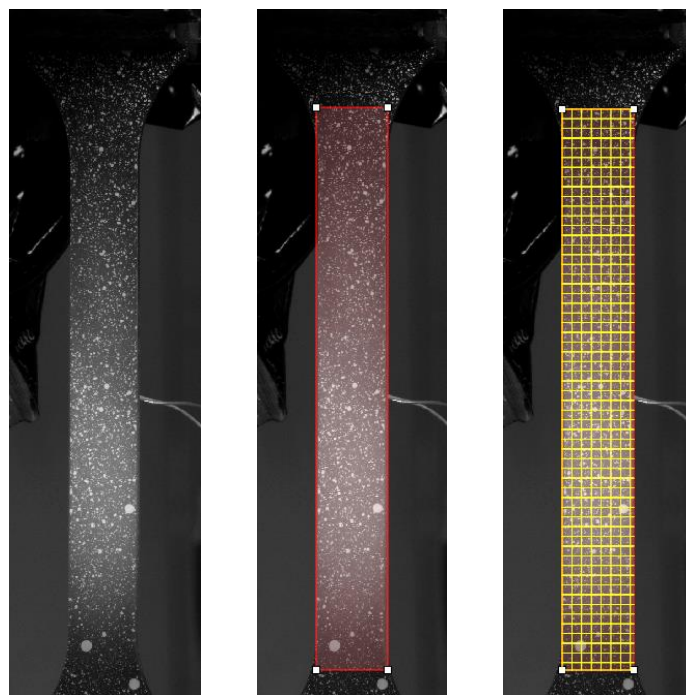
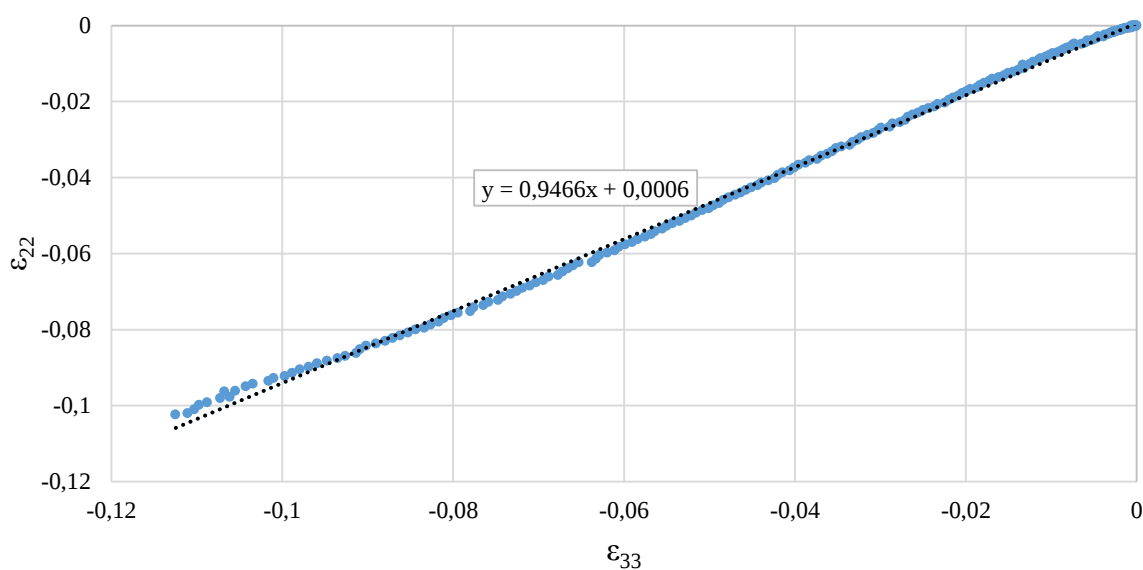


Figure 2.42 - Maillage de l'éprouvette sur Vic3D

Pour calculer le coefficient de Lankford, une focalisation sur la zone centrale de l'éprouvette est appliquée où il y a le plus de déformation en ε_{22} et en ε_{33} . A cet endroit est ensuite placée une zone de mesure rectangulaire de 3 mm de largeur et de 2 mm de hauteur. Vic3D va moyenner les valeurs dans cette zone de mesure. Ensuite, l'évolution des valeurs de ε_{22} et en ε_{33} au cours du temps est enregistrée, et une régression linéaire est appliquée afin d'obtenir le coefficient de Lankford (Figure 2.43). La valeur de ε_{33} est obtenue en post traitement en utilisant les propriétés d'incompressibilité du matériau (2.6).

Figure 2.43 - Calcul du coefficient de Lankford pour un échantillon de TA6V à 680°C orienté à 45° ($r_{45}=0.95$)

Possédant les valeurs des coefficients de Lankford r_0 , r_{45} , r_{90} , il est possible de calculer rapidement les coefficients du critère anisotrope de Hill48 :

$$H = \frac{r_0}{1 + r_0} \quad (2.39)$$

$$F = \frac{H}{r_{90}} \quad (2.40)$$

$$L = M = N = \frac{(r_{90} + r_0)(2r_{45} + 1)}{2r_{90}(1 + r_0)} \quad (2.41)$$

Une fois les coefficients H , G , N , L , M et N obtenus, il est possible de modéliser le critère d'anisotropie sous FORGE pour chaque matériau. Cette analyse est visuelle et utilise uniquement les résultats obtenus à l'aide des caméras. Les résultats obtenus à l'aide de la machine de traction vont permettre d'obtenir les courbes effort-déplacement, ce qui à l'aide des critères d'anisotropie déterminés, déterminera les paramètres de lois de comportement choisies sur FORGE.

2.7.2 Essais de traction à chaud sur le TA6V

Dans cette partie, les résultats des essais de traction à chaud obtenus sur le TA6V sont analysés. Les résultats bruts en sortie des essais sont les courbes effort-déplacement (Figure 2.44, Figure 2.45 et Figure 2.46). On remarque l'effet de la température. Plus la température de l'éprouvette est haute, moins il faut d'effort pour la déformer. La vitesse de traverse de la machine de traction joue aussi un rôle important, plus la vitesse de traction est grande, plus l'effort nécessaire à la déformation est grand. On peut aussi vérifier que plus la température est élevée et plus la vitesse de traverse est basse, plus grande est la déformation limite. D'un point de vue de la mise en forme, il apparaît donc essentiel de travailler à une température plus élevée et avec des vitesses de déformation plus basses si la mise en forme rencontre des problèmes d'endommagements.

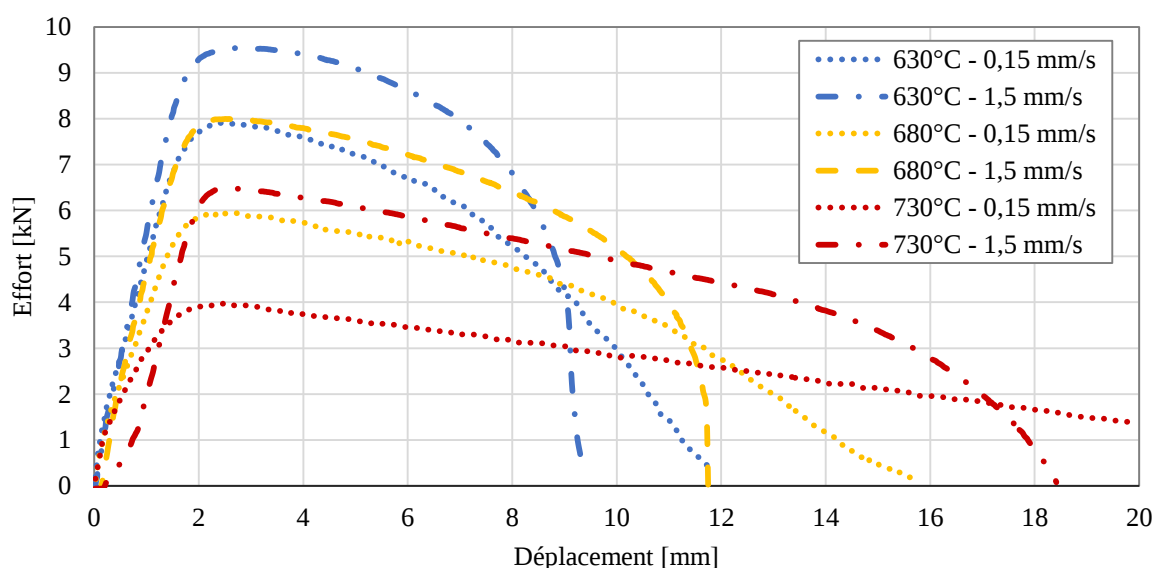


Figure 2.44 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 0° du TA6V

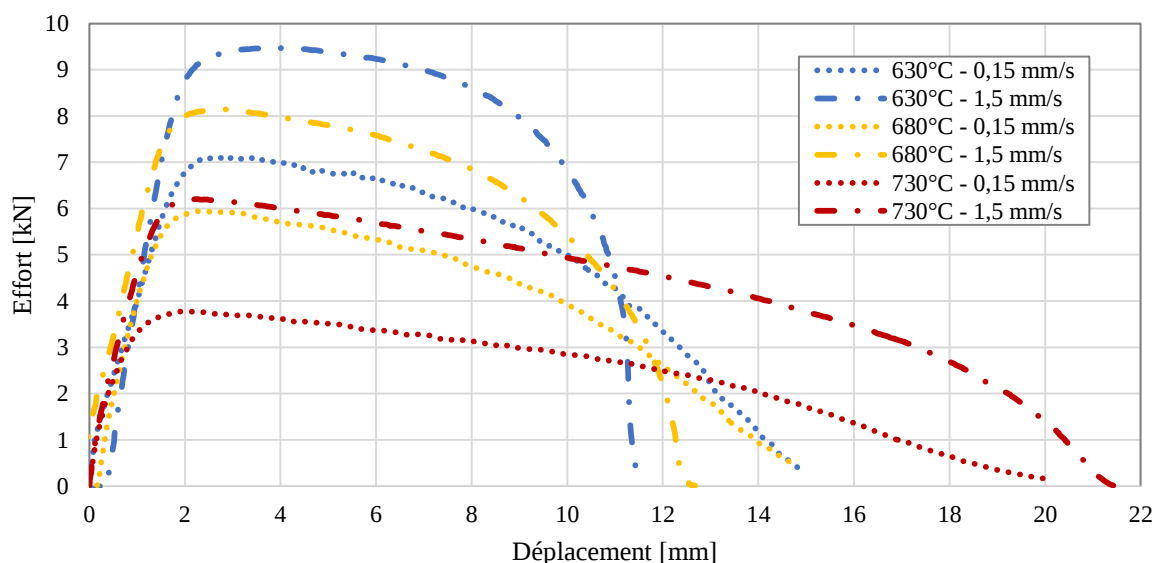


Figure 2.45 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 90° du TA6V

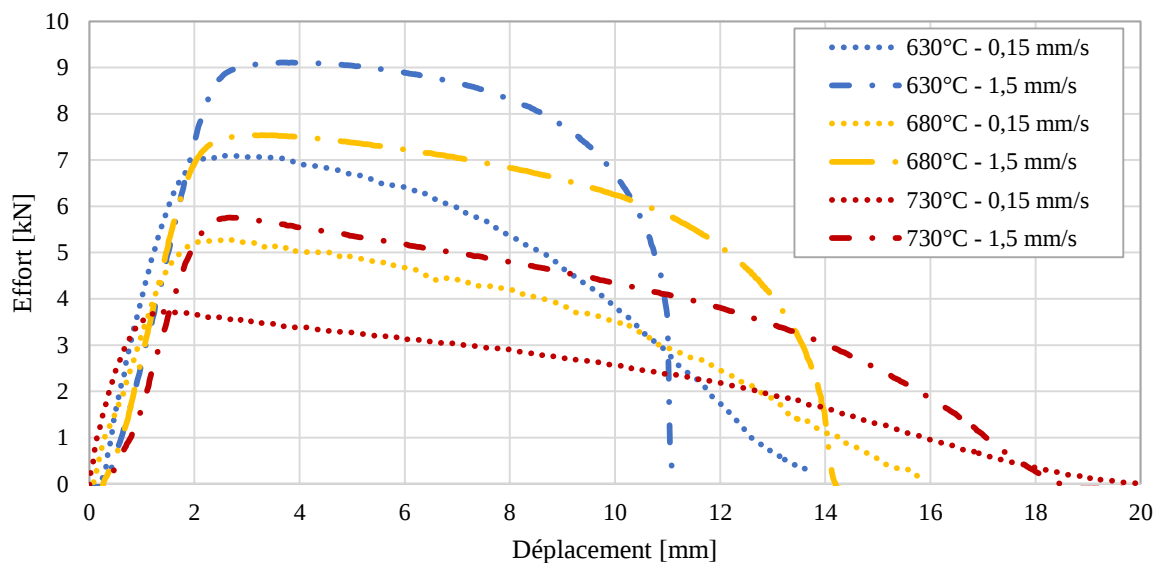


Figure 2.46 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 45° du TA6V

En comparant les essais aux différentes directions de sollicitation, il est à noter que les effets de température et de vitesse de traverse sont les mêmes. A l'aide des courbes force-déplacement, la comparaison des forces maximales est possible lors des essais ainsi que les comparaisons en fonction de la température, la vitesse de traverse ainsi que l'orientation de sollicitation (Figure 2.47). On constate une baisse de la force maximale vers l'orientation à 45° d'autant plus marquant lorsque la vitesse de traverse est élevée.

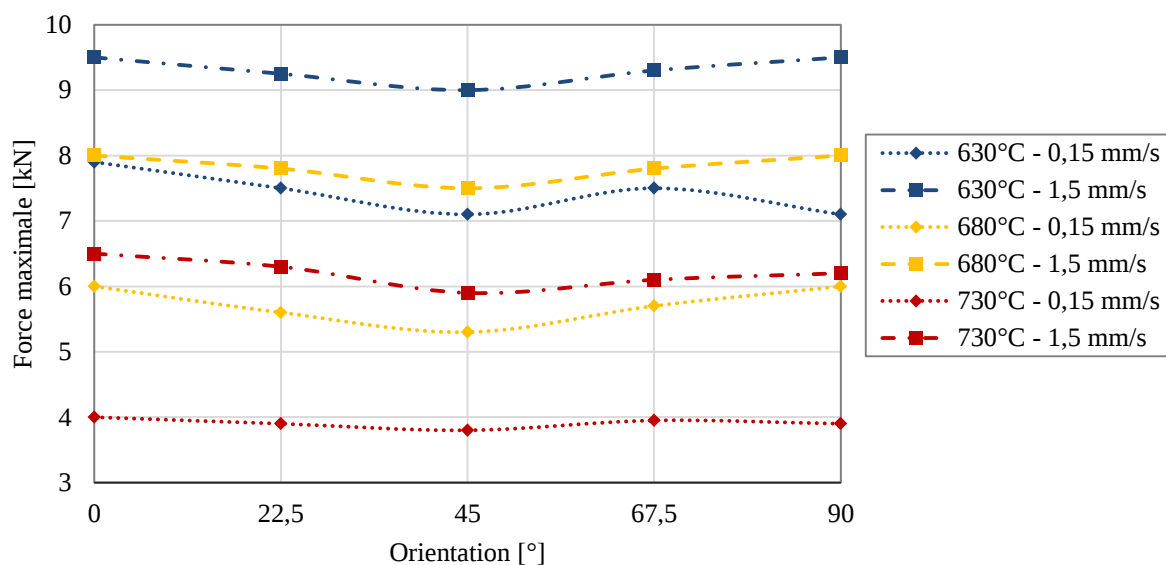


Figure 2.47 – Valeurs des forces maximales à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations du TA6V

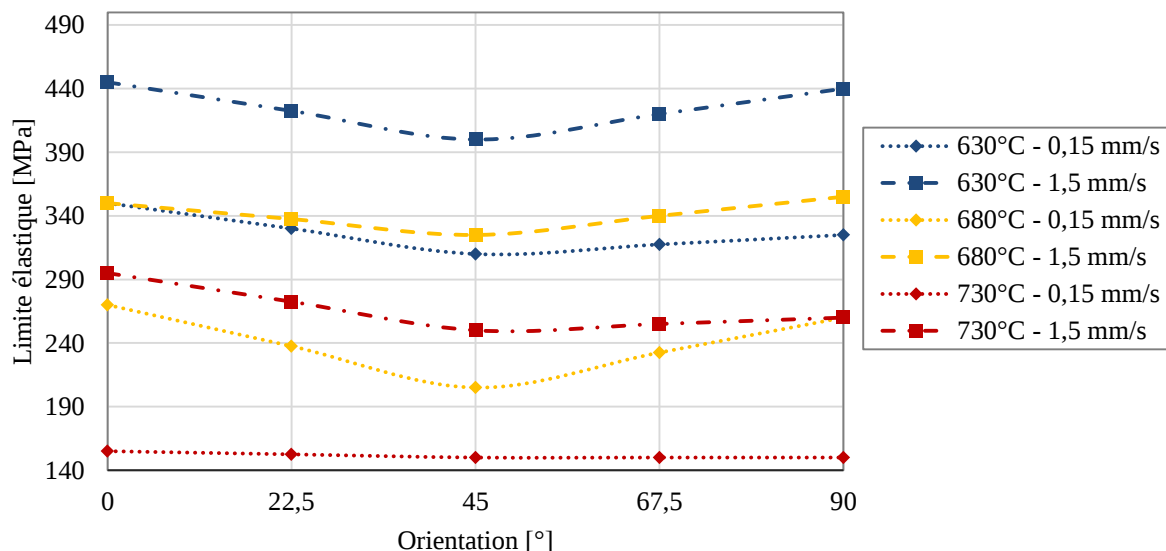


Figure 2.48 - Valeurs des limites élastiques à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations du TA6V

La mesure de la limite élastique est un paramètre essentiel pour l'identification d'un critère de plasticité. Pour mesurer la limite élastique, une méthode graphique est utilisée, une tangente est tracée sur la partie élastique. Sur la Figure 2.48, les valeurs de limites élastiques sont comparées en faisant varier une fois de plus la température, la vitesse de traverse et l'orientation. Comme pour la force maximale, une nette influence pour sollicitation à 45° d'autant plus marquée lorsque la vitesse de traverse est plus grande. A 730°C avec une vitesse de traverse de 0,15 mm/s, il n'y a pas de variation de la limite élastique en fonction de l'orientation.

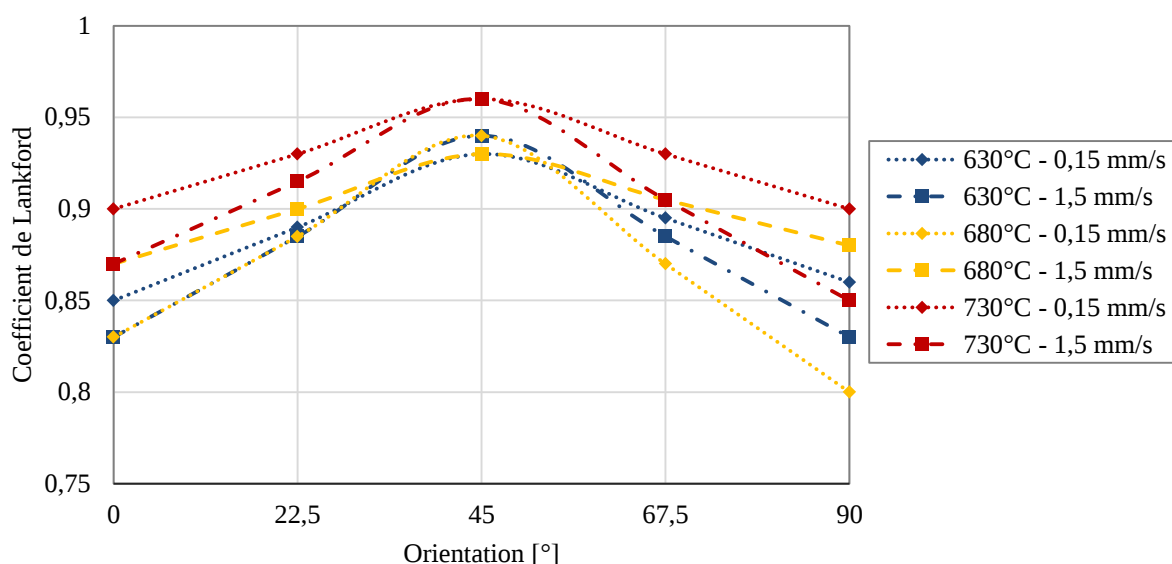


Figure 2.49 - Coefficient de Lankford à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations du TA6V

Ayant effectué des essais de tractions à différentes vitesses de traverse, différentes températures et à différentes orientations en utilisant un système de stéréo-corrélation, il est

aussi possible de mesurer les coefficients de Lankford (comme sur la Figure 2.49). Une similitude entre les valeurs de r_0 et de r_{90} est remarquable, et cela quel que soit la vitesse de traverse ou la température. Les valeurs de r_{45} sont quant à elles, bien supérieures aux valeurs de r_0 et de r_{90} . Afin de déterminer les valeurs du critère d'anisotropie du TA6V, les valeurs moyenne de r_0 , r_{45} et r_{90} sont nécessaires. Une moyenne des valeurs obtenues pour chaque orientation est réalisée, ce qui donne :

- $r_0 = 0,86$;
- $r_{45} = 0,94$;
- $r_{90} = 0,86$.

En utilisant les valeurs précédemment obtenues ainsi que les équations (2.36)(2.39), (2.40) et (2.41), cela donne :

- $H = 0,46$;
- $F = 0,53$;
- $L = M = N = 1,55$.

2.7.3 Essais de traction à chaud sur le Ti6242

Dans cette partie, les résultats obtenus sur les essais de traction à chaud sur le Ti6242 sont comparés. Les résultats bruts en sortie des essais sont les courbes effort-déplacement (Figure 2.50, Figure 2.51 et Figure 2.52). Comme pour le TA6V, une forte influence de la température ainsi que la vitesse de traverse est notable. Une nette évolution de la contrainte est remarquée au-delà de 680°C à 630°C. La vitesse de déformation est très importante, le phénomène est encore plus visible lorsque l'essai se déroule à 730°C (Figure 2.44). L'effet de la température et de la vitesse de traverse est visible sur toutes les orientations de sollicitation.

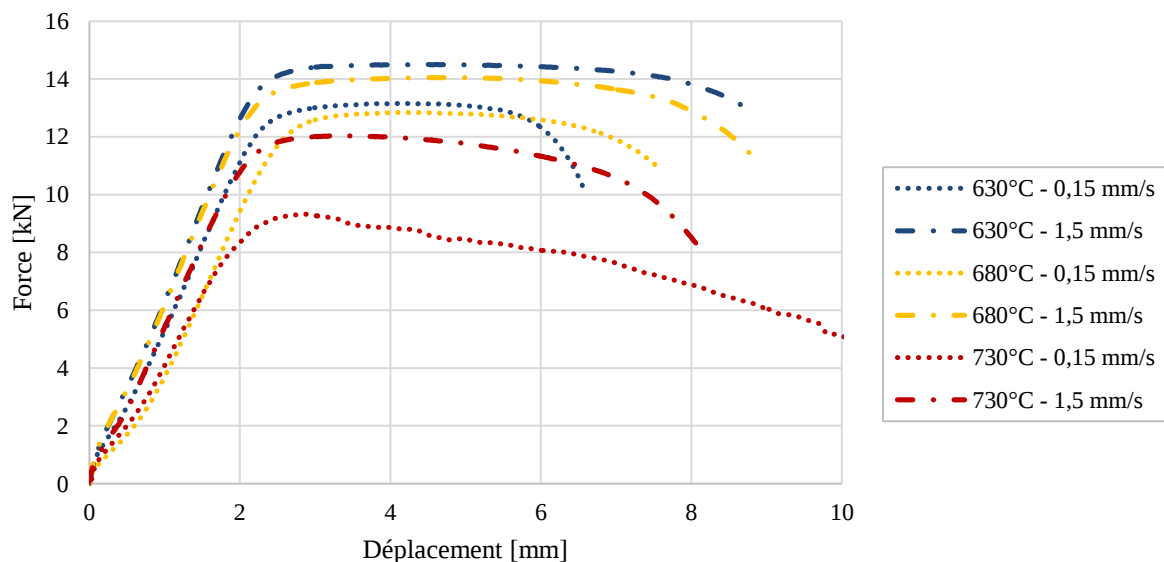


Figure 2.50 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 0° du Ti6242

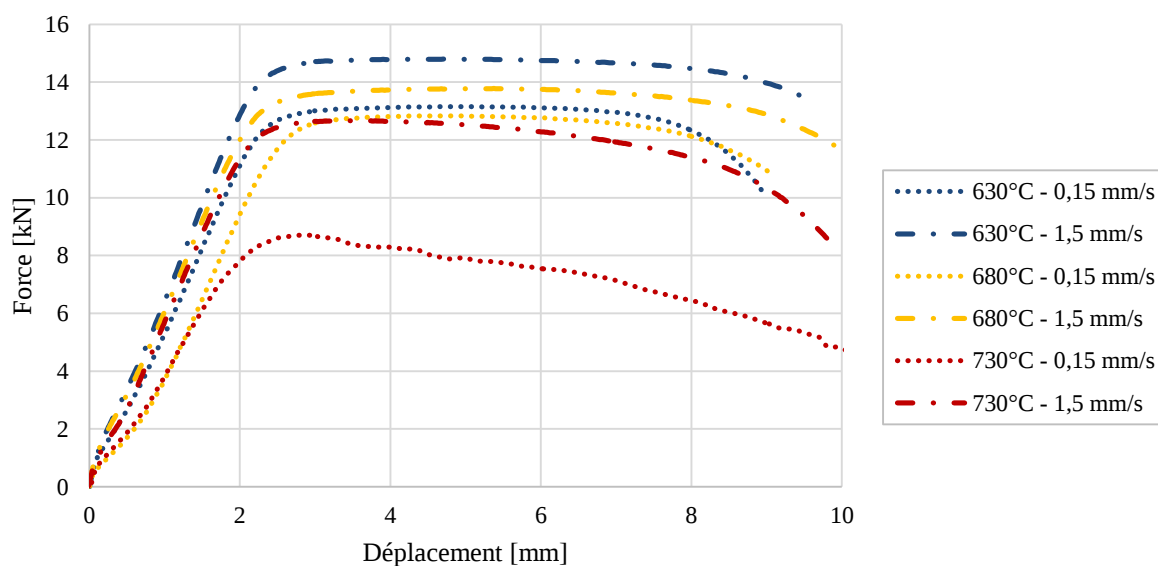


Figure 2.51 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 90° du Ti6242

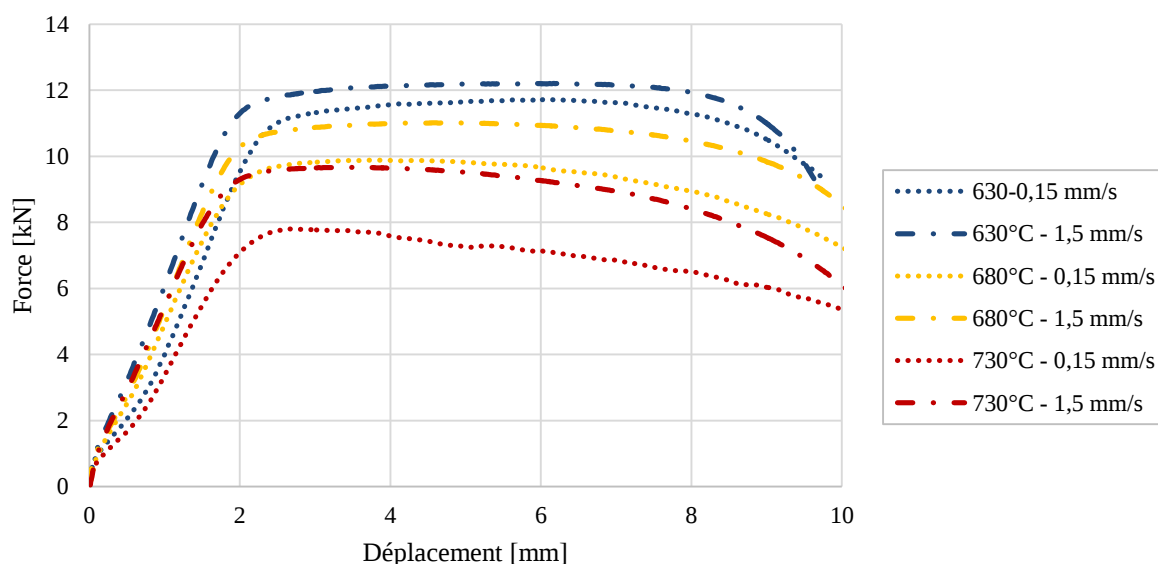


Figure 2.52 - Courbes force-déplacement à différentes températures et à différentes vitesses à 45° du Ti6242

En recueillant les informations sur les courbes force-déplacement, les forces maximales sont étudiées pour chaque orientation de sollicitation, chaque température ainsi que chaque vitesse de traverse (Figure 2.53). Cela permet d'analyser rapidement l'influence de ces paramètres. La force maximale à 45° est inférieure aux autres orientations de sollicitation. Plus la température est haute, moins la force maximale est grande.

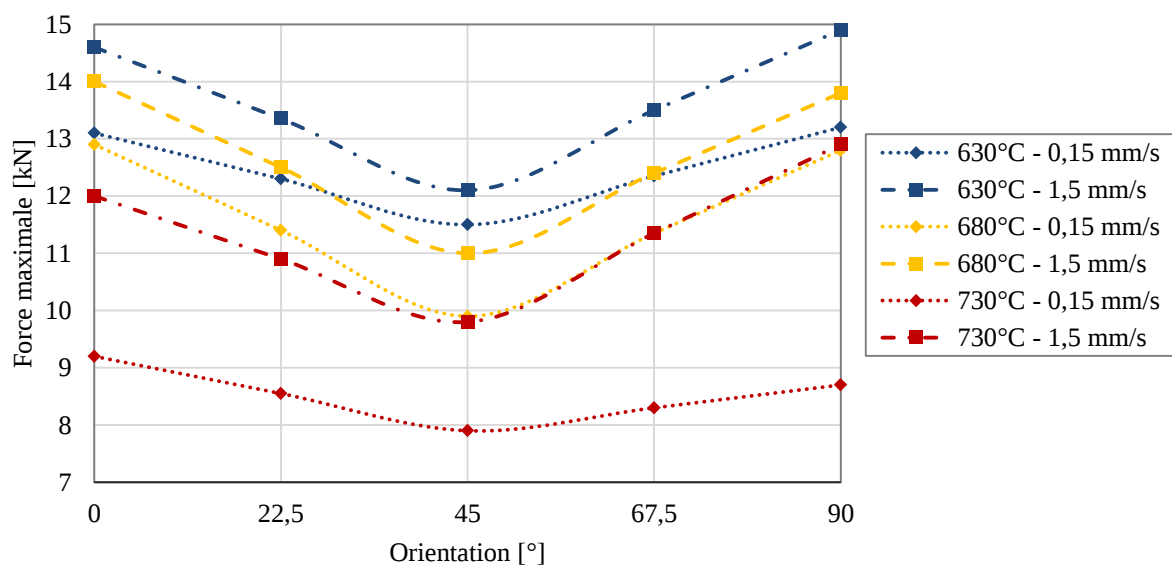


Figure 2.53 - Valeurs des forces maximales à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations

Les valeurs de limites élastiques sont étudiées en faisant varier une fois de plus la température, la vitesse de traverse et l'orientation (Figure 2.54). Une nette influence est remarquée vers une sollicitation à 45° et qui est d'autant plus marquée lorsque la vitesse de traverse est plus grande. A 630°C et à 730°C avec une vitesse de traverse de 0,15 mm/s, il n'y a qu'une faible variation de la limite élastique en fonction de l'orientation.

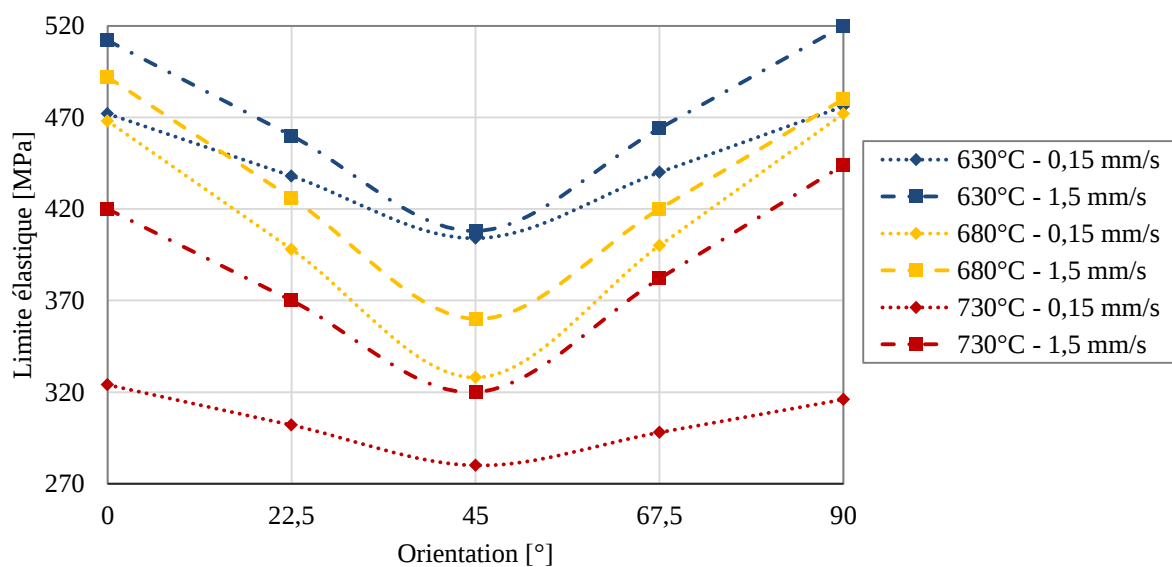


Figure 2.54 - Valeurs des limites élastiques à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations

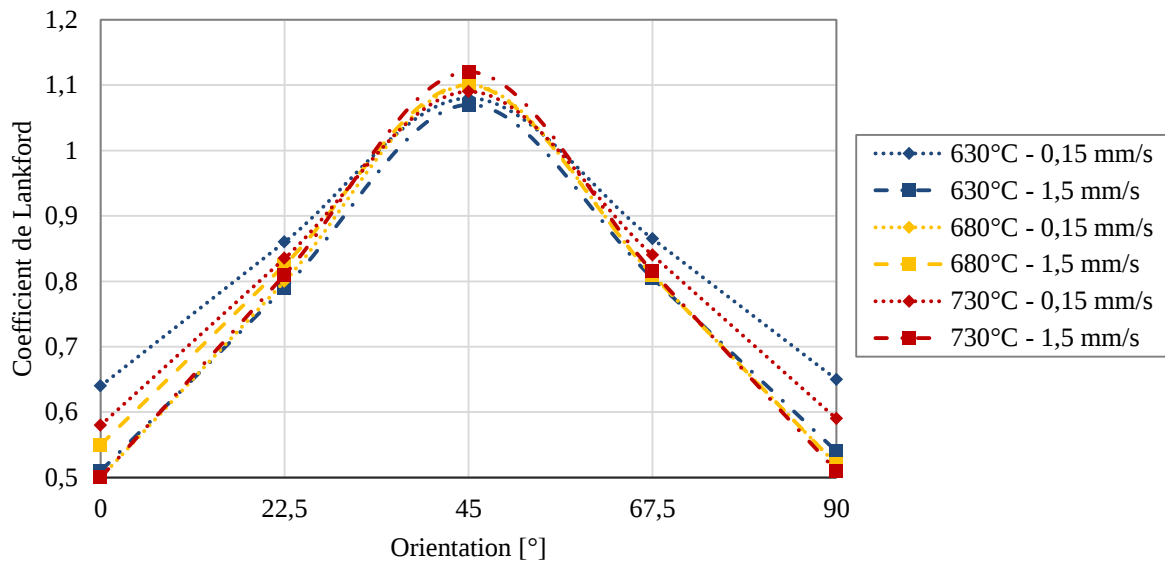


Figure 2.55 - Coefficient de Lankford à différentes vitesses de traverse, différentes températures et différentes orientations

Il est aussi possible de mesurer les coefficients de Lankford (Figure 2.43). Les valeurs de r_0 et de r_{90} sont similaires à toutes températures et vitesses de déformation de l'étude. Les valeurs de r_{45} sont deux fois plus élevées que les valeurs de r_0 et de r_{90} . Afin de déterminer les valeurs du critère d'anisotropie du Ti6242, les valeurs moyennes de r_0 , r_{45} et r_{90} sont analysées. Une moyenne des valeurs obtenues pour chaque orientation est réalisée, ce qui donne :

- $r_0 = 0,55$;
- $r_{45} = 1,09$;
- $r_{90} = 0,56$.

En utilisant les valeurs précédemment obtenues ainsi que les équations (2.39), (2.40) et (2.41), cela donne :

- $H = 0,36$;
- $F = 0,63$;
- $L = M = N = 2,03$.

Une fois que les paramètres du critère d'anisotropie sont déterminés, il est possible de passer à l'étape de l'analyse inverse afin de déterminer les paramètres de la loi de comportement.

2.8 Analyse inverse

2.8.1 Méthode utilisée

Le logiciel MOOPI (logiciel modulaire dédiée à l'optimisation et à l'identification de paramètre) a été développé au CEMEF afin d'apporter une solution à l'optimisation des procédés de mise en forme. MOOPI, présenté dans la Figure 2.56, est basé sur 4 couches différentes. La couche de base 0 représente le modèle direct, qui est le logiciel de mise en forme par éléments finis FORGE dans notre cas. La couche 1 traite des analyses de sensibilité et permet de vérifier l'influence des paramètres d'entrée sur des observables de sortie. La couche 2 est la couche d'optimisation qui permet de trouver les paramètres optimaux de tout type de simulations numériques. Enfin la couche 3 traite de l'analyse inverse pour l'analyse des paramètres de matériau en comparant les observables expérimentales et numériques. Chaque couche peut utiliser les algorithmes mis en œuvre dans les autres couches. Par exemple, l'analyse inverse utilise les algorithmes d'optimisation développés dans la seconde couche de façon à minimiser la fonction de coût, défini comme la somme des carrés des différences entre observables expérimentales et numériques. Si les surfaces de réponse sont nécessaires dans l'algorithme d'optimisation, la couche d'analyse de sensibilité peut également être utilisée pour donner la base de données initiale à l'aide d'un plan d'expérience.

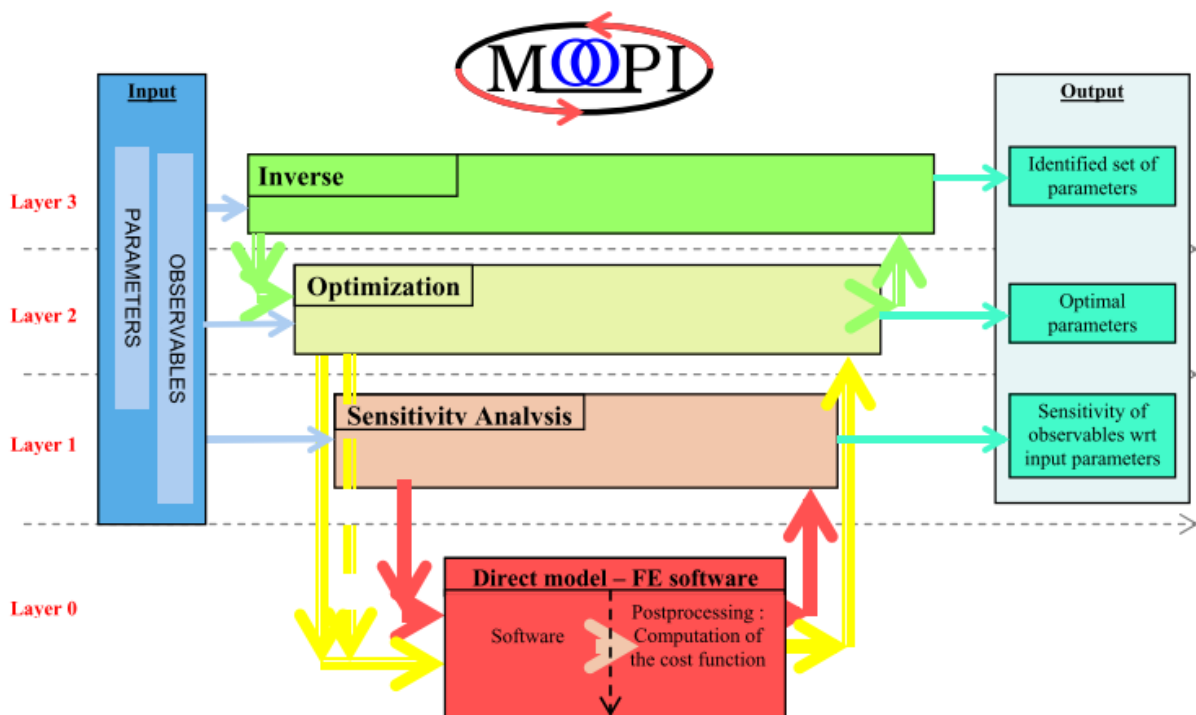


Figure 2.56 – Organigramme du logiciel MOOPI (Chenot et al. 2012)

Dans notre cas, l'analyse inverse est utilisée pour déterminer les meilleurs paramètres qui correspondent à des données expérimentales pour une loi matériau donnée. L'identification des paramètres est obtenue en minimisant une fonction de coût de moindres carrés qui évalue la différence entre les valeurs expérimentales et calculées.

Un algorithme d'optimisation en parallèle basé sur un algorithme EGO (Efficient Global Optimization Algorithm) proposé par Jones et al. (Jones et al. 1998), fut développé pour

l'identification et intégré dans le logiciel MOOPI. Un organigramme de cet algorithme est présenté dans la Figure 2.57. L'idée principale de cette extension est la suivante : au lieu d'évaluer exactement la fonction coût d'un nouvel ensemble de paramètres à chaque itération, l'idée est de mettre temporairement la valeur de la fonction de coût à une valeur approximative utilisant un méta-modèle de krigeage. Cette approximation de la valeur de la fonction coût prend peu de temps et permet d'extraire un nouvel ensemble de paramètres du méta-modèle de krigeage sans évaluation exacte. N ensembles de paramètres peuvent donc être extraits du méta-modèle sans aucune évaluation exacte. La dernière étape est l'évaluation exacte de la valeur de la fonction coût de ces nouveaux points N, qui peut être faite simultanément en utilisant le calcul parallèle.

L'algorithme mis en œuvre dans MOOPI est adapté pour l'identification par analyse inverse de plusieurs paramètres. Ce logiciel est capable de travailler avec plusieurs observables expérimentales et de multiples essais mécaniques.

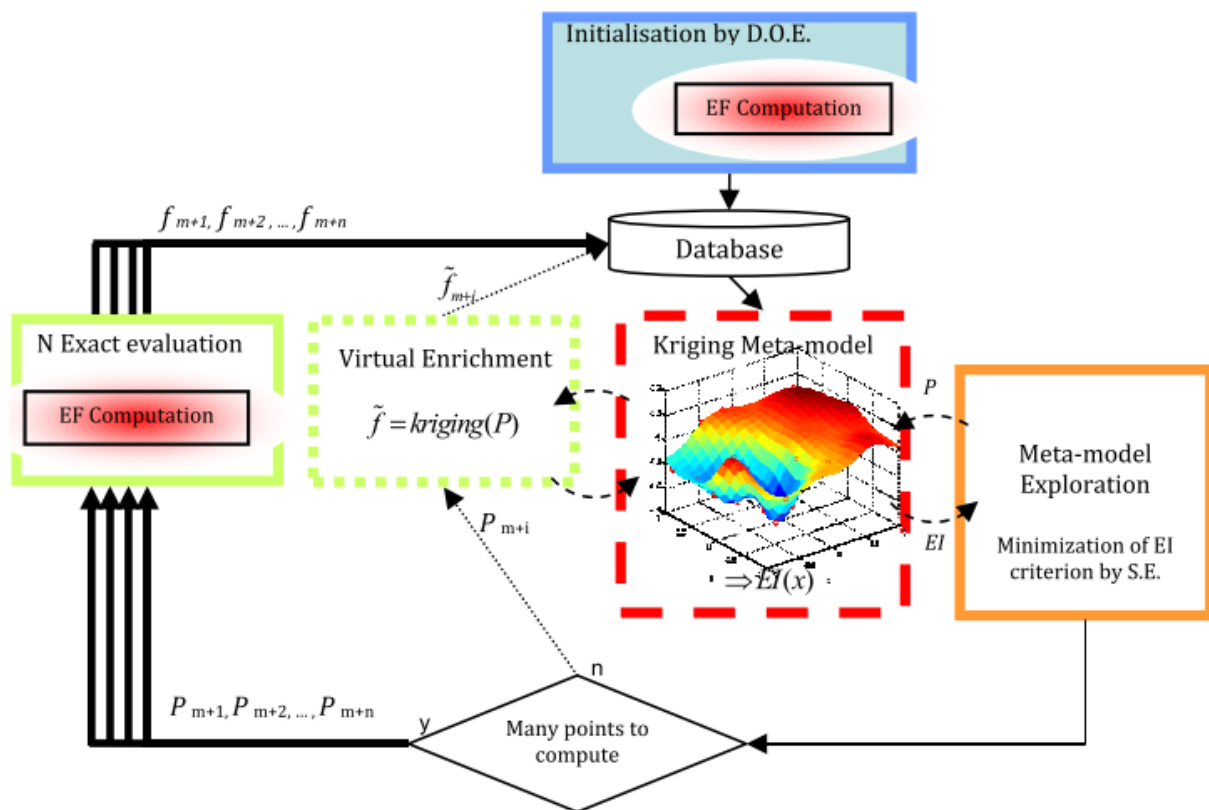


Figure 2.57 - Organigramme de l'extension EGO du logiciel MOOPI (Chenot et al. 2012)

2.8.2 Limites des approches d'analyse inverse classiques

Malgré les progrès importants réalisés dans le domaine, les méthodes disponibles pour résoudre les problèmes inverses ont encore des limites lorsqu'il s'agit de matériaux complexes qui impliquent l'anisotropie, l'hétérogénéité, ou encore la non-linéarité. La principale limitation des méthodes d'optimisation des paramètres de l'analyse inverse est l'exigence d'un modèle de comportement prédéfini. Dans certains cas, si un des résultats de l'optimisation est infructueux après une longue et fastidieuse optimisation, le modèle du matériau lui-même doit être remplacé. Delalleau (Delalleau et al. 2008) a constaté que ni un modèle élastique linéaire, ni un modèle hyperélastique néo-Hookeen ne peut être utilisé pour modéliser l'éprouvette,

même après optimisation importante des paramètres. L'utilisation d'un modèle élastique non linéaire qui est la modification du modèle élastique linéaire avec deux modules de Young peut offrir un accord acceptable avec les résultats expérimentaux.

Pour obtenir la loi de comportement des alliages de TA6V et de Ti6242, nous allons effectuer une analyse inverse de l'essai de traction en comparant les résultats numériques aux essais expérimentaux

2.8.3 Modélisation de l'essai de traction à chaud

La modélisation de l'essai de traction s'effectue sur le logiciel Forge®. Tout d'abord, il faut représenter la géométrie de l'éprouvette en 3D. La même géométrie utilisée pour les essais est choisie, pour simplifier les calculs sous Forge®, la partie de l'éprouvette entre les mors de la machine de traction est retirée (Figure 2.58). Ensuite une feuille est placée sur les deux extrémités de l'éprouvette en contact collant (Figure 2.59). Ces deux éléments seront les outils, l'un sera en position fixe et l'autre imposera une traction à l'éprouvette.

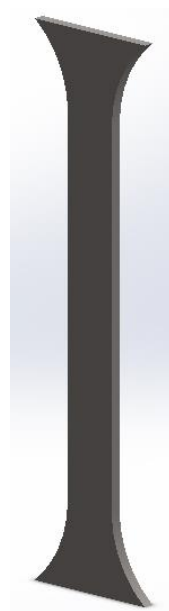


Figure 2.58 - Géométrie 3D de l'éprouvette de traction sous Solidworks

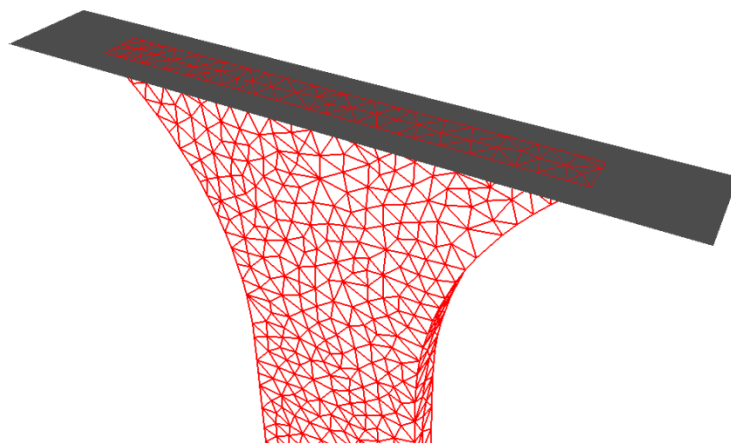


Figure 2.59 - Visualisation sous Forge® de la feuille en contact collé avec l'éprouvette

Pour l'outil supérieur, un déplacement dans le temps est imposé, étant donné que les essais de traction sont réalisés à chaud et à vitesse de traverse constante, il suffit de spécifier à l'outil une distance à parcourir dans un temps imparti. La distance représentant la partie de la courbe de traction « utile » présentée en Figure 2.60 est utilisée. Cette étape est réalisée pour chaque température et chaque vitesse de traverse.

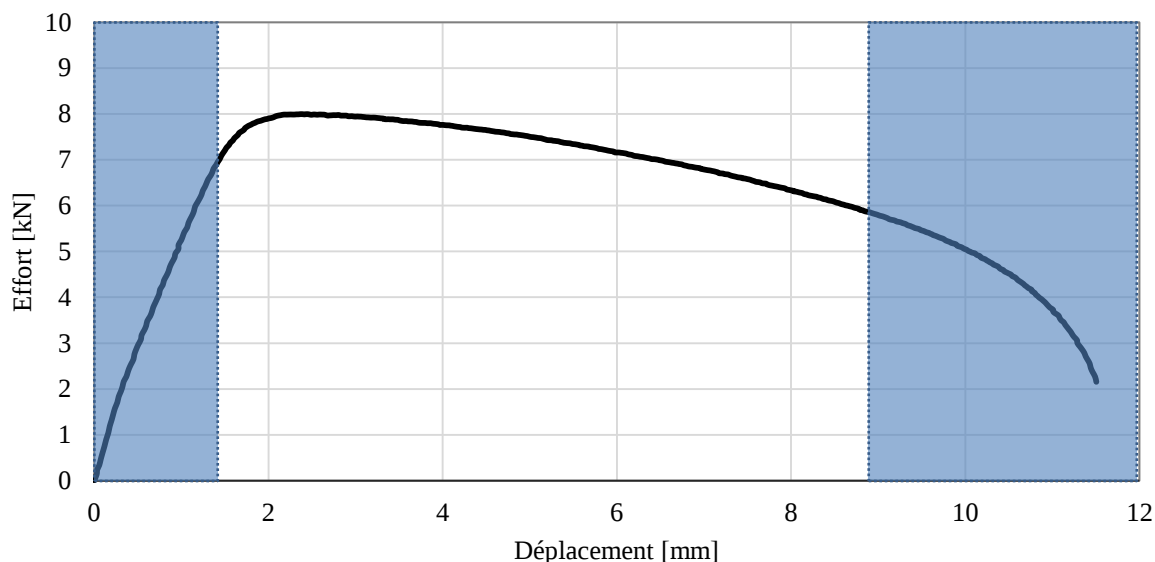


Figure 2.60 – Représentation de la partie « utile » de la courbe de traction pour la modélisation de l'outil supérieur (les zones bleues sont retirées)

Désormais il faut mailler la géométrie d'éprouvette. Dans le cas du TA6V, une éprouvette de 2 mm d'épaisseur est étudiée, une taille de maille de 1 mm est choisie afin d'avoir au moins 2 éléments dans l'épaisseur (Figure 2.61). L'éprouvette obtenue a :

- Nombre de nœuds : 4249 ;
- Nombre d'éléments : 21610.

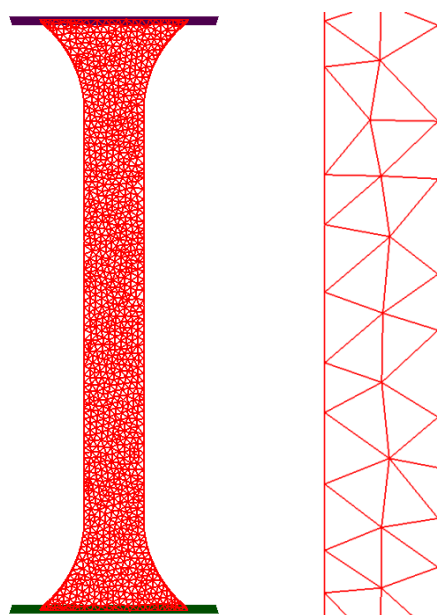


Figure 2.61 – Vue de face de l'éprouvette maillée (à gauche) et vue zoomée sur le côté de l'éprouvette (à gauche)

Il faut maintenant remailler au sein de la zone la plus intéressante, il s'agit de la zone centrale de l'éprouvette où la température est la plus haute et là où il y aura le plus de déformation. Une boîte de remaillage est appliquée au centre de l'éprouvette d'une dimension de 2 x 10 x 20 mm, dans laquelle une taille de maille de 0,5 mm est imposée, comme cela au moins 4 éléments seront présents dans l'épaisseur (Figure 2.62). Cela donne une éprouvette ayant :

- Nombre de nœuds : 6787
- Nombre d'éléments : 35746

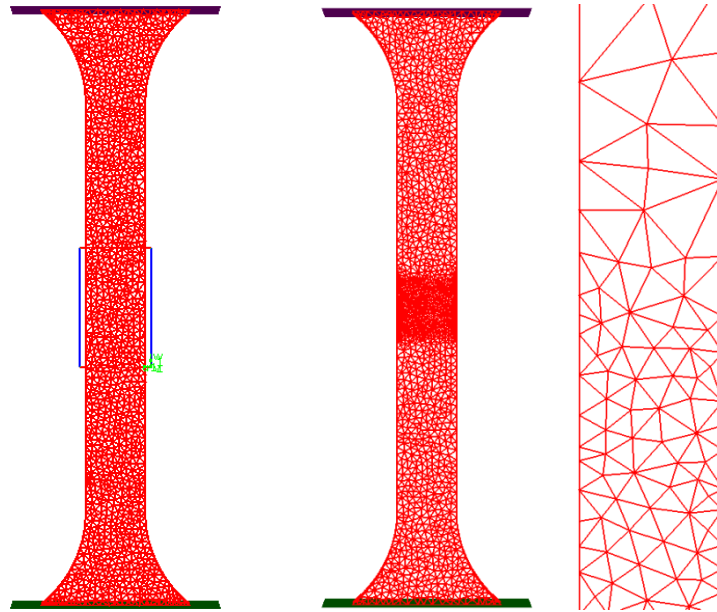


Figure 2.62 – Zone de remaillage (à gauche), éprouvette remaillée (au centre) et vue de côté sur l'évolution du maillage aux frontières de la zone remaillée (à droite)

Désormais il faut identifier le comportement du matériau de l'éprouvette. Pour le moment, les paramètres de la loi de comportement des alliages de titane sont inconnus, une loi de comportement avec des paramètres à optimiser est appliquée. Afin d'avoir une loi de comportement viscoplastique prenant en compte les phénomènes de thermodépendance au niveau de la vitesse de déformation, une loi de comportement phénoménologique développée par Adinel Gavrus (Gavrus 1996) est appliquée :

$$\sigma = K \sqrt{1 - \exp[-(nT)(\bar{\epsilon} + \bar{\epsilon}_0)]} \exp\left(\frac{\beta}{T}\right) \dot{\bar{\epsilon}}^{(m_0 + m_1 T)} \quad (2.42)$$

Où l'on retrouve K la consistance du matériau, n le coefficient d'écrouissage, m_0 et m_1 les coefficients de sensibilité à la vitesse de déformation, $\bar{\epsilon}$ la déformation, $\dot{\bar{\epsilon}}$ la vitesse de déformation, β le coefficient de température et T la température.

Désormais, un champ de température initial est appliqué sur l'éprouvette afin de représenter les variations de température mesurées sur les éprouvettes lors de l'essai de traction à chaud (Figure 2.63).

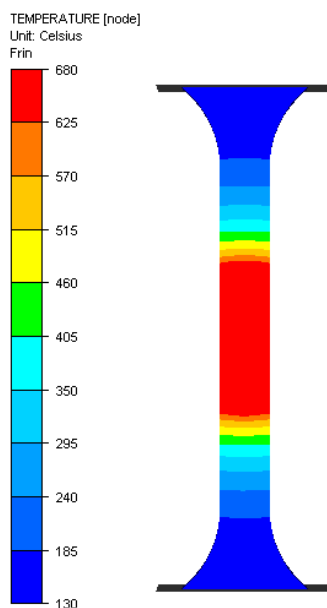


Figure 2.63 – Champ de température appliqué sur l'éprouvette

2.8.4 Résultats de l'analyse inverse

Une fois la simulation de l'essai de traction prête, l'analyse inverse peut commencer. Au sein du logiciel MOOPI, chaque paramètre de la loi de comportement désirée est spécifié avec un intervalle de possibilité. MOOPI peut ensuite analyser les différences entre les courbes expérimentales et les courbes obtenues à l'aide de la simulation. Les résultats obtenus sont donnés dans le Tableau 2.13. Les courbes effort-déplacement sont ensuite comparées entre les résultats obtenus expérimentalement et ceux obtenus à l'aide de la simulation avec les paramètres optimaux (Figure 2.64 et Figure 2.65). La valeur de la fonction coût obtenue pour l'analyse inverse du TA6V est de 0,011 et elle est de 0,019 pour le Ti6242.

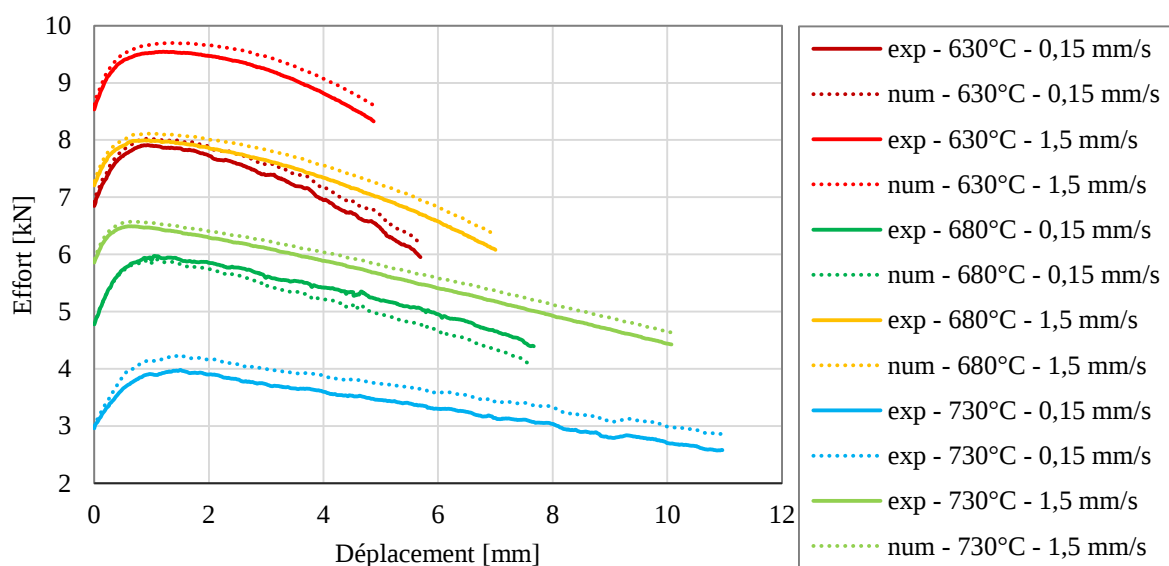


Figure 2.64 - Comparatif des courbes effort-déplacement à chaque vitesse et à chaque température entre les essais expérimentaux et les simulations numériques avec les paramètres obtenus par l'analyse inverse sur le TA6V

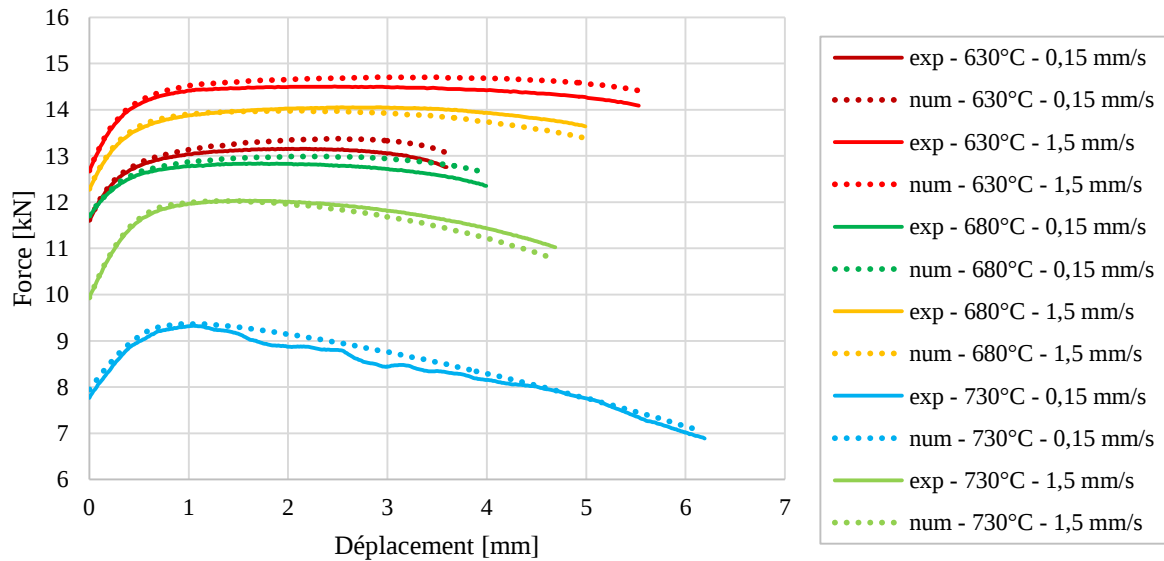


Figure 2.65 - Comparatif des courbes effort-déplacement à chaque vitesse et à chaque température entre les essais expérimentaux et les simulations numériques avec les paramètres obtenus par l'analyse inverse sur le Ti6242

Une fois l'analyse inverse terminée, le critère d'anisotropie et les lois de comportement sont validées. La modélisation des procédés d'emboutissage peut commencer avec en données d'entrée les paramètres des critères de Hill48 (Tableau 2.13) et les paramètres des lois de comportement (Tableau 2.14 et Tableau 2.15). Le couple de paramètre K et β est similaire entre le TA6V et le Ti6242, cela peut s'expliquer par des niveaux de contrainte assez équivalents entre les deux alliages. La différence principale entre le TA6V et le Ti6242 se retrouve au niveau du coefficient d'écrouissage n , en effet le coefficient est plus élevé pour le TA6V. En comparant les alliages de TA6V et de Ti6242 avec le T40, un écart significatif apparaît au niveau du coefficient d'écrouissage ainsi qu'au niveau de la sensibilité à la vitesse de déformation. Ce résultat est logique car les paramètres de la loi de comportement du T40 sont valables pour de la mise en forme à froid. Le Tableau 2.16 rappelle les différences de propriétés mécaniques du T40, du TA6V ainsi que du Ti6242 à température ambiante.

Tableau 2.13 - Paramètres du critère de Hill48 du T40 (Revil 2010), et ceux du TA6V et du Ti6242 obtenus à l'aide de la corrélation d'images

	Paramètres du critère de Hill48			
	F	G	H	$L = M = N$
T40	0,313	0,366	0,634	1,17
TA6V	0,46	0,54	0,46	1,55
Ti6242	0,36	0,37	0,63	2,03

Tableau 2.14 - Paramètres de la loi de comportement de Gavrus obtenus à l'aide de l'analyse inverse pour le TA6V et le Ti6242 (Gavrus 1996)

	K (MPa.s ^{m})	n	β (K)	m_0	m_1 (K ⁻¹)
TA6V	4,5	0,06	4764	0,12	$2,14 \cdot 10^{-9}$
Ti6242	3,7	0,026	4702	0,116	$3,17 \cdot 10^{-5}$

Tableau 2.15 - Paramètres de la loi de comportement de type Norton Hoff pour le T40 (Revil 2010)

	K (MPa.s ^m)	$\bar{\epsilon}_0$	n	m
T40	298	0,0478	0,2	0,02

Tableau 2.16 - Propriétés mécaniques du T40, du TA6V et du Ti6242

Propriétés	Symboles	Valeurs du T40	Valeurs du TA6V	Valeurs du Ti6242	Unités
Contrainte maximale avant rupture	R_m	460	1000	1000	MPa
Limite d'élasticité à 0,2%	$R_{p0,2}$	350	830	895	MPa
Allongement à la rupture	$A\%$	20	18	12	%
Module d'Young	E	105	110	115	GPa
Masse volumique	ρ	4,5	4,42	4,54	g.cm ⁻³

La bibliographie sur le titane et ses alliages a permis de mettre en avant les paramètres importants à étudier pour représenter au mieux leurs comportements pour le procédé d'emboutissage à chaud et à froid. Le titane possède une forte anisotropie à température ambiante et l'anisotropie reste marquée à haute température, il est donc impératif de mettre en place un critère de plasticité. Après avoir réalisé les essais de traction à chaud, l'utilisation du critère de plasticité de Hill48 a été validée et les paramètres ont pu être obtenus à l'aide des courbes contraintes-déformations ainsi que la corrélation d'images 3D. La bibliographie a aussi mis en avant l'importance de l'écrouissage ainsi que de la sensibilité à la vitesse de déformation dans le comportement des titanes à chaud comme à froid. Une loi de comportement thermo-élasto-viscoplastique a donc été utilisée et les paramètres ont été obtenus grâce aux différents essais de traction à chaud et à l'analyse inverse.

Le critère de plasticité et la loi de comportement étant déterminés, il est désormais possible de procéder aux essais de pièces industrielles ainsi qu'à la modélisation et à la simulation des procédés de l'étude.

Chapitre 3 : Simulations et essais de formage des pièces

3	Simulations et essais de formage des pièces	80
3.1	Introduction à Forge®	80
3.2	Mise en forme à froid de godet en T40	83
3.2.1	Essais de formage à froid d'un godet en T40	83
3.2.2	Simulation d'emboutissage à froid d'un godet en T40	86
3.3	Mise en forme de la pièce industrielle en T40.....	94
3.3.1	Essais sur pièce industrielle en T40	94
3.3.2	Simulation de la pièce industrielle 1 (T40 à froid).....	97
3.4	Mise en forme de la pièce industrielle en Ti6242	103
3.4.1	Essais sur pièce industrielle en Ti6242	103
3.4.2	Simulation pièce industrielle 2 (Ti6242 à chaud)	104
3.5	Mise en forme de la pièce industrielle en TA6V	108
3.5.1	Essais sur pièce industrielle en TA6V.....	108
3.5.2	Simulation du formage de la pièce industrielle 3 (TA6V à chaud).....	109

3 Simulations et essais de formage des pièces

Les essais des différentes pièces sont définis sur des pièces en T40, en TA6V ainsi qu'en Ti6242. 4 pièces sont étudiées : le godet à fond plat ainsi que 3 pièces industrielles. L'étude du godet à fond plat est un cas d'étude très connu, la mise en forme de godet à fond plat permet la mise en exergue des effets d'anisotropie du matériau avec l'apparition des cornes d'emboutissage. La pièce industrielle en T40 est une pièce située au niveau de l'entrée du réservoir de carburant de l'avion, cette pièce est en contact avec des pièces en composite et nécessite une grande résistance mais n'est pas soumise à de hautes températures. Les pièces industrielles en alliage de titane sont soumises à de fortes températures, ce qui justifie l'emploi de ces alliages qui sont encore résistants à haute température. La pièce en TA6V est une pièce de « dérisquage », il s'agit d'une pièce à échelle réduite et légèrement modifiée d'une pièce finale qui se trouve sur la partie pylône du moteur de l'A350. L'utilisation de la pièce en Ti6242 est quant à elle confidentielle.

La modélisation numérique des procédés permet de prévoir les évolutions de la mise en forme telles que les déformations, les contraintes ainsi que les vitesses de déformation durant le procédé. Cela permet notamment de concevoir au mieux les outillages nécessaires à la mise en forme des produits mais cela permet aussi de mieux prédire l'endommagement des pièces. Il convient tout d'abord d'introduire le logiciel de modélisation par éléments finis utilisé puis de décrire les différentes modélisations et essais réalisés lors des travaux.

3.1 Introduction à Forge®

Forge® est un logiciel de modélisation par éléments finis dédié à la simulation des procédés de mise en forme, il utilise une résolution implicite en vitesse/pression. Dans les méthodes dites implicites, on cherche à chaque pas de temps une solution en déplacement et en vitesse vérifiant le principe des puissances virtuelles. La présence de non-linéarités dans le problème oblige à une recherche itérative de cette solution. Ces méthodes sont particulièrement adaptées aux petites déformations car elles négligent les termes d'inertie par rapport aux termes de comportement. Le coût de la recherche de la solution à chaque pas de temps dépend des non-linéarités présentes dans le domaine, qui peuvent nécessiter un grand nombre d'itérations, voire rendre impossible la convergence de l'algorithme. Il faut aussi tenir compte de la taille du pas de temps : plus le pas de temps est grand, plus le suivi des phénomènes non-linéaires va réclamer des itérations et influencer sur le conditionnement de la matrice de raideur, qui doit en général être inversée à chaque itération. Les méthodes de résolution explicites s'appuient sur un schéma d'intégration explicite en temps et en espace. Elles expriment l'accélération au temps courant en fonction de la solution (déplacements, vitesses et accélérations) au temps précédent. Le calcul de cette accélération, au temps courant, repose sur la résolution d'une équation linéaire. Cette résolution est rendue très rapide grâce à une technique de diagonalisation de la matrice de masse. Avec les méthodes de résolutions dites explicites, il n'y a pas de recherche d'équilibre, et donc pas d'itérations nécessaires pour obtenir cet équilibre.

Forge® permet l'utilisation de lois de comportement thermo-élasto-visco-plastique. Les éléments utilisés dans ce logiciel sont des éléments tétraédriques P1+/P1. Les inconnues du problème sont le champ de vitesse et la pression. L'élément P1 est un élément triangle à 3 nœuds sans mini élément. Il permet de caractériser la pression sur un élément. L'élément P1+ est un triangle simple P1 auquel on aura ajouté un 4ème nœud en son centre de gravité.

L'ajout de ce degré de liberté interne est connu sous le nom de bulle. L'élément P1+ permet de caractériser la vitesse, son interpolation se fera, comme celle de la température ou de la pression, sur les 4 sous tétraèdres formés par ce nouveau point (Figure 3.1) :

- La vitesse décompose en une partie v et une bulle b ;
- La pression linéaire est continue.

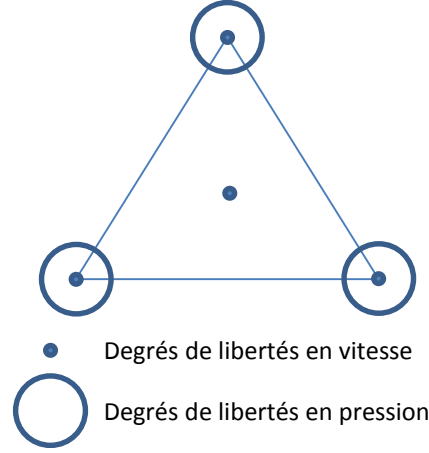


Figure 3.1 - Triangle à 3 nœuds à mini-élément appelé aussi P1+/P1

Cette composante bulle sert essentiellement à contrôler la condition d'incompressibilité. Elle permet à l'élément de vérifier la condition d'existence et d'unicité de la solution et est interpolée par une fonction bulle valant 1 au centre de l'élément et 0 sur sa frontière. Ce triangle présente de nombreux avantages, dont le fait qu'il soit très adapté pour les remaillages automatiques durant les calculs. Cependant durant l'étude, le remaillage automatique n'est pas utilisé afin de ne pas rencontrer de phénomène de localisation de déformation et afin de réduire les temps de calcul (Chenot et al. 2012)

Dans notre cas, le frottement est modélisé par une loi de Coulomb limité Tresca. L'échelle à laquelle le logiciel Forge® prend en compte la déformation mécanique est telle que le milieu peut être considéré comme continu. Il faut donc se placer dans le cadre de la mécanique des milieux continus pour suivre l'évolution d'un domaine borné $\Omega(t)$. Le matériau mis en forme étant élasto-viscoplastique, il est donc nécessaire de décomposer le tenseur des vitesses de déformation totales en partie élastique et en partie viscoplastique :

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}^e + \dot{\varepsilon}^{vp} \quad (3.1)$$

Où $\dot{\varepsilon}^e$ est le taux de déformation élastique et $\dot{\varepsilon}^{vp}$ est le taux de déformation viscoplastique. De plus, une déformation incompressible vérifiera en tout instant et en tout point :

$$\text{trace}(\dot{\varepsilon}^{vp}) = 0 \quad (3.2)$$

Après simplification des équations de conservation, cela donne :

$$\text{div}(v) = \text{trace}(\dot{\varepsilon}^e) \quad \text{dans } \Omega(t) \quad (3.3)$$

$$\text{div}(\sigma) = 0 \quad \text{dans } \Omega(t) \quad (3.4)$$

$$\rho \cdot c \cdot \frac{dT}{dt} - \text{div}(k(T) \cdot \text{grad}(T)) = \sigma : \dot{\varepsilon} \quad \text{dans } \Omega(t) \quad (3.5)$$

Où $k(T)$ désigne la conductivité thermique thermodépendante, c est la capacité calorifique, σ la contrainte et ρ est la masse volumique. Maintenant que les équations de conservations sont établies, il faut intégrer les équations décrivant le comportement mécanique. La déformation élastique est approchée de façon linéaire, elle est donc régie par l'équation suivante :

$$\varepsilon^e = D^{-1} \cdot \dot{\sigma} \quad (3.6)$$

Où D est un tenseur d'ordre 4, composé des coefficients d'élasticité. L'élasticité est considérée isotrope, il est donc possible d'utiliser la loi de Hooke :

$$\varepsilon^e = \frac{1+\nu}{E} \cdot \dot{\sigma} - \frac{\nu}{E} \text{tr}(\dot{\sigma}) \text{Id} \quad (3.7)$$

Où ν est le coefficient de Poisson et E le module d'Young. Une loi d'écrouissage peut ensuite être insérée dans un critère de plasticité (von Mises 1928) choisi comme par exemple Von Mises :

$$f = \bar{\sigma} - \sigma_y \quad (3.8)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{3}{2} s : s \quad (3.9)$$

$$\dot{\bar{\varepsilon}}^2 = \frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{vp} : \dot{\varepsilon}^{vp} \quad (3.10)$$

$$s = \sigma + p \text{Id} \quad (3.11)$$

$$\frac{d\bar{\varepsilon}}{dt} = \dot{\bar{\varepsilon}} \quad (3.12)$$

$$p = -\frac{1}{3} \text{trace}(\sigma) \quad (3.13)$$

Où $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente, s est la partie déviatorique du tenseur des contraintes de Cauchy, σ_y est la contrainte d'écoulement, p est la pression hydrostatique, ε est la déformation généralisé et $\dot{\varepsilon}$ le taux de déformation généralisé. A l'aide de la loi de normalité, il devient possible d'exprimer le taux de déformation :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \dot{\lambda}^{vp} \cdot \frac{\partial f}{\partial \sigma} \quad (3.14)$$

$$\text{Avec } \dot{\lambda}^{vp} \geq 0 \quad \text{et} \quad \dot{\lambda}^{vp} \cdot f = 0 \quad (3.15)$$

Dans le cas purement viscoplastique, cela donne : $\varepsilon^e = 0$, $\dot{\varepsilon}^e = 0$ d'où $\dot{\varepsilon}^2 = \frac{2}{3} \cdot \dot{\varepsilon} : \dot{\varepsilon}$ et $\bar{\sigma} = \sigma_0$. Or :

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma} = \frac{\partial \bar{\sigma}}{\partial \sigma} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} s = \frac{3}{2\sigma_0} s \quad (3.16)$$

Ce qui amène à la relation explicite dans le cas viscoplastique :

$$s = \frac{3}{2} \frac{\sigma_0}{\bar{\varepsilon}} \dot{\varepsilon} \quad (3.17)$$

3.2 Mise en forme à froid de godet en T40

La mise en forme de godet à fond plat permet la mise en exergue de l'anisotropie d'un matériau. L'apparition des cornes d'emboutissage met en évidence le caractère anisotrope d'un matériau. Cette étude sur la mise en forme de godet à fond plat à froid du T40 fait suite aux travaux de Revil (Revil 2010).

3.2.1 Essais de formage à froid d'un godet en T40

Le formage à froid de godet a été réalisé au sein du laboratoire LEM3 de l'ENSAM de Metz. Les essais ont été réalisés sur une presse PRESSIX 50 CNR4 ayant une capacité de 500 kN.

Le flan initial un disque de diamètre 80 mm et d'épaisseur 1,5 mm. Afin de mesurer les déformations subies par le flan durant le procédé, un électrogravage a été effectué sur les surfaces du flan. La pièce est marquée à l'aide d'un stencil (Figure 3.2), elle prend donc le motif du stencil et la couleur du marquage dépend de l'intensité appliquée pour l'électrogravure (Figure 3.3). Une attention particulière est à porter pour que le contraste soit plus fort et que le dessin gravé sur la surface soit bien net, ainsi il sera plus simple d'analyser la surface en corrélation d'images. Une fois le disque préparé, il faut le placer dans la presse. Le schéma de principe d'emboutissage est expliqué sur la Figure 3.4 ainsi que les outillages utilisés sur la Figure 3.5. Le disque est graissé ou du PTFE est utilisé afin de lubrifier au mieux le flan puis celui-ci est placé dans l'outil inférieur en prenant toutes les précautions pour qu'il soit bien centré. La matrice vient ensuite serrer le flan avec une force de 6 tonnes, puis le poinçon déforme le flan à grande vitesse (600 mm.s⁻¹).

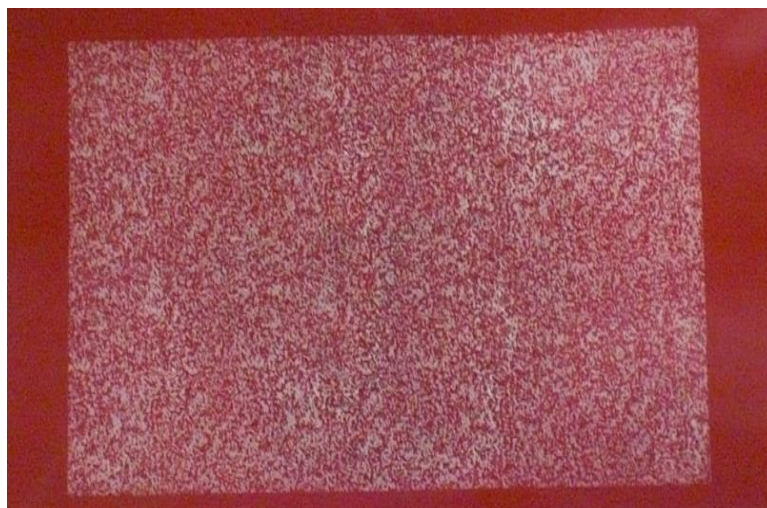


Figure 3.2 - Stencil pour l'électrogravage

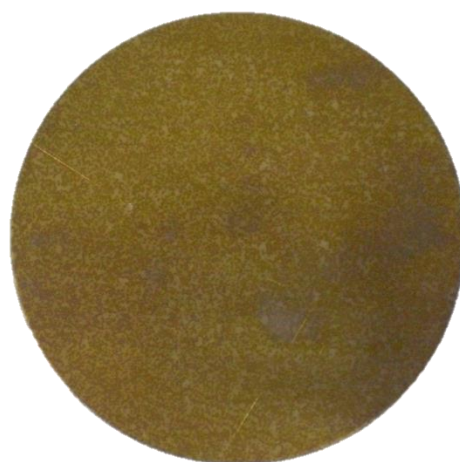


Figure 3.3 - Flan marqué par électrogravage

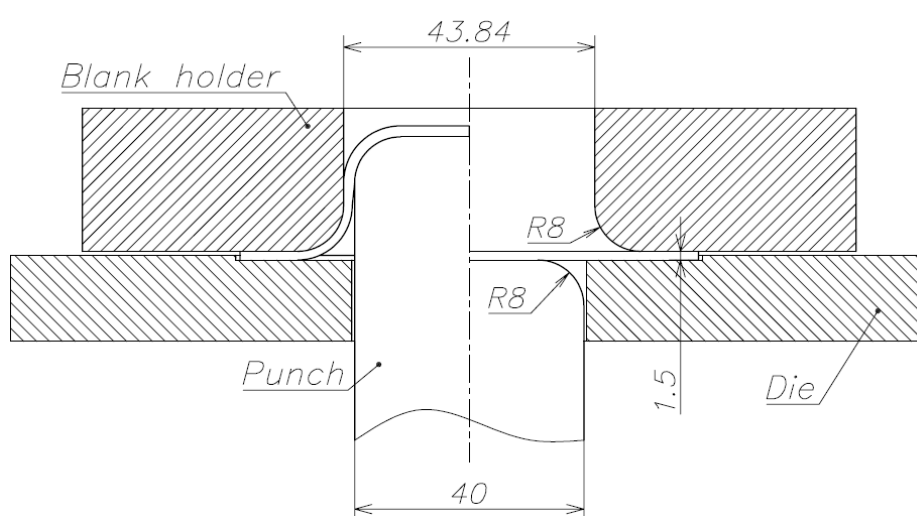


Figure 3.4 - Schéma de l'emboutissage de godet cylindrique à fond plat

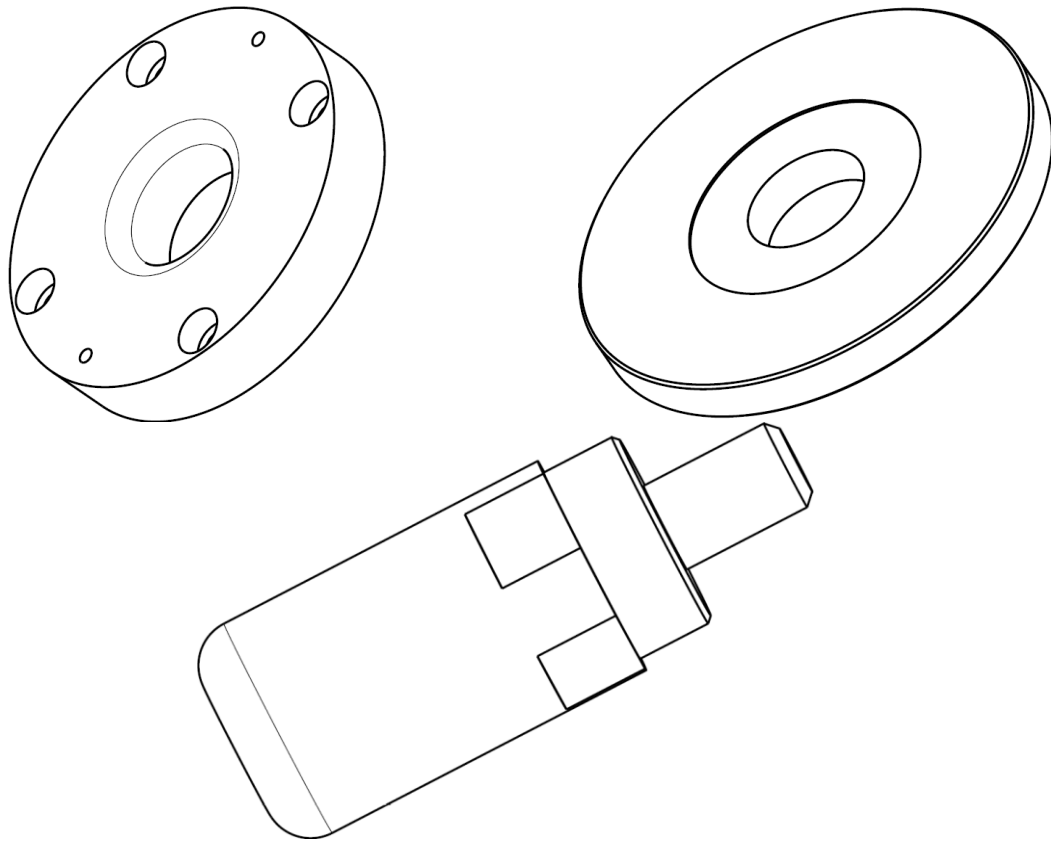


Figure 3.5 – Outillages utilisés pour l’essai d’emboutissage (la matrice en haut à gauche, le support de flan en haut à droite et le poinçon en bas)

Une fois la mise en forme terminée, le godet (Figure 3.6) est éjecté aisément de la matrice par un contre poinçon. 4 cornes d’emboutissages sont visibles révélant l’anisotropie du matériau.

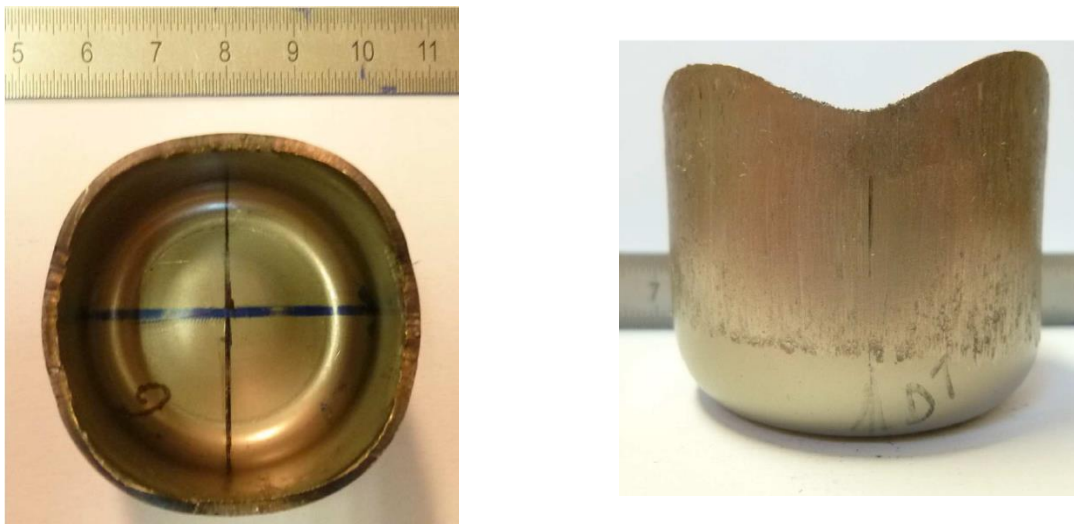


Figure 3.6 - Godet vue de dessus (à gauche) et vue de face (à droite)

Les godets sont ensuite découpés afin de mesurer l’épaisseur le long du godet d’une part et de mesurer les déformations à l’intérieur du godet d’autre part.

Les essais ont apporté des informations expérimentales sur l'anisotropie du T40 avec l'apparition des cornes d'emboutissage. Ces essais ont aussi apporté des champs de déformation mesurables à l'aide du marquage et de l'analyse par stéréo corrélation. Enfin ces essais ont permis l'obtention de profil d'épaisseur.

3.2.2 Simulation d'emboutissage à froid d'un godet en T40

L'étude porte sur la mise en forme du godet en T40. Cette étude est la suite des travaux de Benoit Revil (Revil 2010), les propriétés matériaux déterminées dans ses travaux seront utilisées. La mise en forme de godet cylindrique à fond plat est réalisée à température ambiante sur un titane pur : le matériau présente une forte anisotropie. Dans ce cas, le critère de plasticité Hill48 est utilisé (2.28) avec les valeurs des coefficients du Tableau 2.13. Le T40 est modélisé ici par une loi de comportement de type Norton Hoff :

$$\sigma = K_0(\bar{\varepsilon} + \bar{\varepsilon}_0)^n (\sqrt{3})^{m+1} \dot{\bar{\varepsilon}}^m \quad (3.18)$$

Où K_0 est la consistance du matériau, $\bar{\varepsilon}$ la déformation, $\bar{\varepsilon}_0$ la déformation initiale, n le coefficient d'écrouissage, m le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation et $\dot{\bar{\varepsilon}}$ la vitesse de déformation. Les valeurs des coefficients utilisés dans la thèse de Benoit Revil (Revil 2010) sont dans le Tableau 2.15.

Maillage

Les éléments de la simulation (poinçon, matrice, serre-flan et flan) sont intégrés dans Forge® au format .step (Figure 3.7) ; ces éléments ont été dessinés sur le logiciel CATIA. Les outils (poinçon, matrice et serre-flan) sont tout d'abord maillés à l'aide du mailleur STL avec une taille d'arête minimale de 0,2 et une taille maximale de 0,8 mm. Une fois les outils maillés à l'aide du mailleur STL, les outils sont remaillés à l'aide du mailleur surfacique avec une taille de maille de 0,7 mm. Dans le logiciel Forge®, il est possible d'effectuer des analyses sur les outils de la même façon que sur la pièce forgée. Trois méthodes de calcul sont à disposition suivant les données que l'on veut acquérir, les précisions souhaitées et, le temps de calcul à disposition. Dans une simulation de mise en forme, on utilise pour chaque méthode de calcul une condition de contact de type maître-esclave. Dans notre cas, l'outil est un outil rigide et le calcul est découplé. Le calcul outil rigide s'effectue sans qu'aucune prise en compte de la déformation de l'outil ne soit répercutée sur le calcul de la déformation de la pièce. Ainsi on peut le concevoir comme un calcul découplé du fait de la rigidité constante de l'outil à un incrément donné.

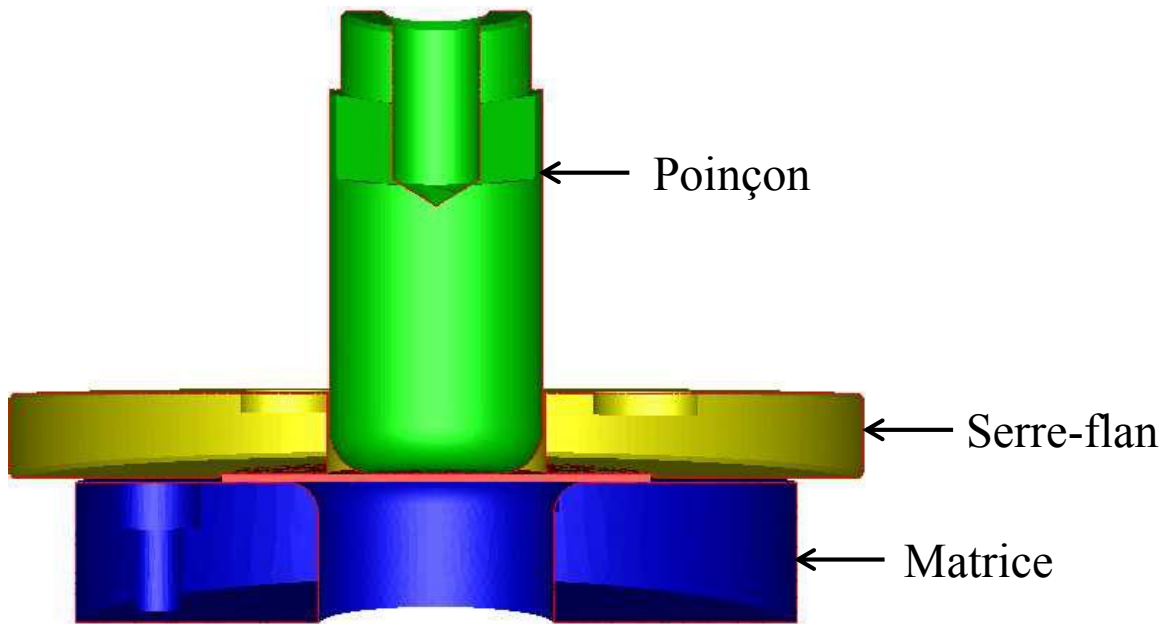


Figure 3.7 – Vue en coupe de la simulation d'emboutissage de godet à fond plat sur Forge®

Le flan est quant à lui maillé avec une valeur d'arête minimale de 0,3 et une valeur d'arête maximale de 0,7. Une fois maillé, le maillage est réactualisé à l'aide du mailleur surfacique avec une valeur de maille de 0,7. Puis un maillage volumique est effectué avec cette même valeur de maille. La partie du flan subissant le plus de déformation étant au niveau des cornes d'emboutissage, un raffinement du maillage est appliqué dans ces zones à l'aide des boîtes de remaillage. Le maillage passe ainsi d'une taille de maille de 0,7 mm à 0,2 mm en bord de flan. Il est préférable de modifier graduellement la taille de maille, c'est pourquoi il y a plusieurs zones de transition de maillage entre les zones à 0,7 mm et 0,2 mm. La vue de dessus du flan est visible sur la Figure 3.8.

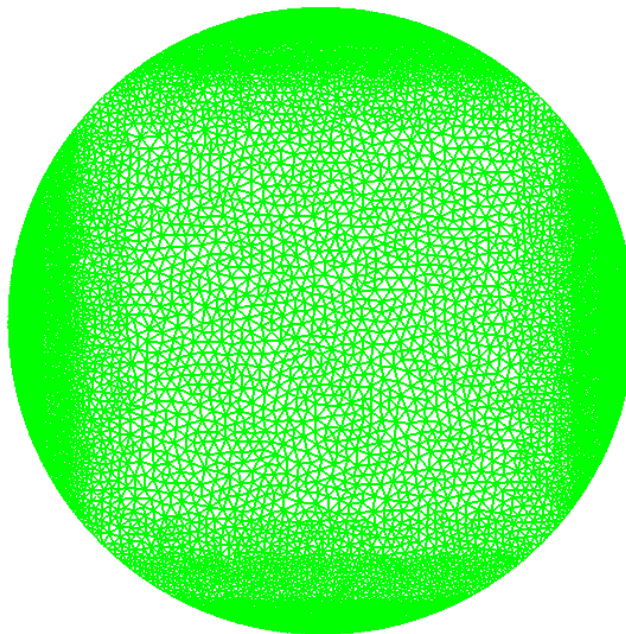


Figure 3.8 – Vue de dessus du flan après remaillage (à l'aide des boîtes de remaillage)

La vue de côté du flan suite au remaillage à l'aide de boîte de remaillage est visible sur la Figure 3.9. Avec une taille de maille allant jusqu'à 0,2 mm, il y a en moyenne 8 éléments dans l'épaisseur contrairement à la Figure 3.10 où il n'y a que 2 éléments dans l'épaisseur là où la taille de maille n'est que de 0,7 mm. Le remaillage automatique n'a pas été utilisé afin de ne pas rencontrer de phénomène de localisation de déformation et afin de réduire les temps de calcul, mais aussi dans ce cas, afin de ne pas modifier les zones de remaillages utilisées.

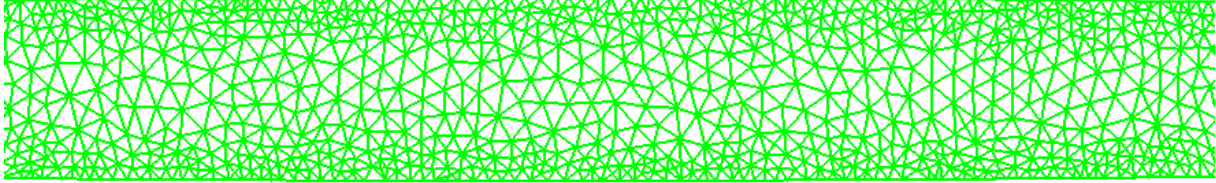


Figure 3.9 – Vue de l'épaisseur du flan suite au remaillage

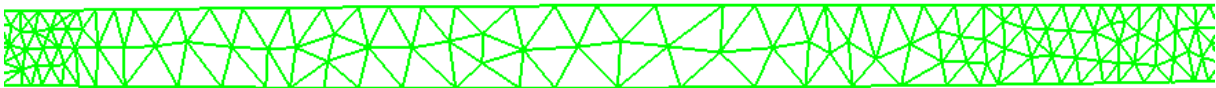


Figure 3.10 – Vue de l'épaisseur du flan sans remaillage

Suite aux différents remaillages, un flan ayant 91261 nœuds et 418144 éléments est obtenu. Afin d'alléger le calcul, les géométries des outils sont simplifiées afin de n'utiliser que les parties « utiles » à la mise en forme sur Forge®.

Paramètres de la simulation

Température : la simulation s'effectue à température ambiante. Le flan ainsi que les outils sont à température ambiante (20°C).

Déplacement des outils : le poinçon se déplace à 600 mm.s⁻¹ selon l'axe z (perpendiculaire au flan). Les autres outils sont fixes. Le serre-flan quant à lui est considéré comme un outil flottant avec une résistance de 6 tonnes. L'outil flottant est un outil qui est mobile tant qu'il n'atteint pas le palier limite qui lui est fixé, dans notre cas l'outil est mobile tant qu'il n'atteint pas l'effort de 6 tonnes dans son axe de mouvement.

Frottements : une loi de Coulomb limitée par Tresca est utilisée. Il s'agit d'une combinaison de la loi de Tresca et de Coulomb.

D'un côté, il y a la loi de Tresca, cette loi est plus proche des lois de type rigide-plastique. Elle donne la contrainte de frottement τ en fonction du seuil de plasticité σ_0 , selon la relation suivante :

$$\tau = \bar{m} \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (3.19)$$

Où $\bar{m}$ désigne le coefficient de Tresca et $0 \leq \bar{m} \leq 1$.

D'un autre côté, il y a la loi de Coulomb pour les plus faibles valeurs de pression de contact. Cette loi permet de relier la valeur de la cisssion de frottement τ à la pression de contact σ_n par le biais de l'expression suivante :

$$\tau = \mu \cdot \sigma_n \quad (3.20)$$

Où μ désigne le coefficient de frottement de Coulomb.

La combinaison de la loi de Tresca et de Coulomb est définie par :

$$\tau = \mu \cdot \sigma_n \quad \text{si } \mu \cdot \sigma_n < \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (3.21)$$

$$\tau = \bar{m} \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad \text{si } \mu \cdot \sigma_n < \bar{m} \cdot \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \quad (3.22)$$

Les résultats de la littérature sont choisis pour enrichir la loi de frottement (Revil 2010) :

- $\mu = 0,3$;
- $\bar{m} = 0,2$.

Résultats

Une fois la simulation terminée, un intérêt a été porté sur les valeurs des déformations afin de pouvoir les comparer aux valeurs obtenues partiellement par corrélation d'images 3D. Malheureusement, il a été difficile de mesurer les déformations à l'aide de la corrélation d'images 3D, d'une part car il n'était pas possible de mesurer les déformations au cours de l'essai (impossible de placer les caméras au sein de la presse) et d'autre part car le marquage est fortement dégradé à cause du frottement entre la matrice et le flan et entre le poinçon et le flan. Une légère tendance de déformation est remarquée sur la Figure 3.11.

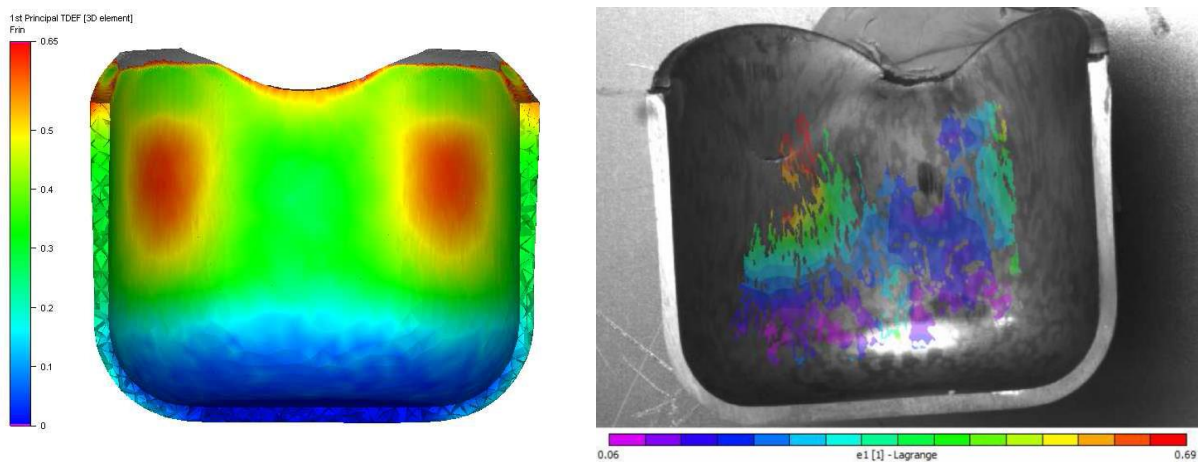


Figure 3.11 – Comparaison des valeurs de déformation obtenues sous Forge® (à gauche) et à l'aide de la corrélation d'images sous VIC3D (à droite)

Il parait difficile avec les résultats obtenus avec la corrélation d'images 3D de valider la pertinence de la simulation sous Forge®. Une autre technique pour valider la pertinence de la simulation est la mesure du profil d'épaisseur. Cette technique revient à effectuer un comparatif entre différents profils d'épaisseur sur des pièces expérimentales et ces mêmes

pièces misent en forme par simulation numérique. Cette fois ci, il suffit de tailler dans la pièce et de mesurer l'épaisseur selon un profil donné. L'évolution de l'épaisseur au cours du procédé d'emboutissage est présentée sur la Figure 3.12.

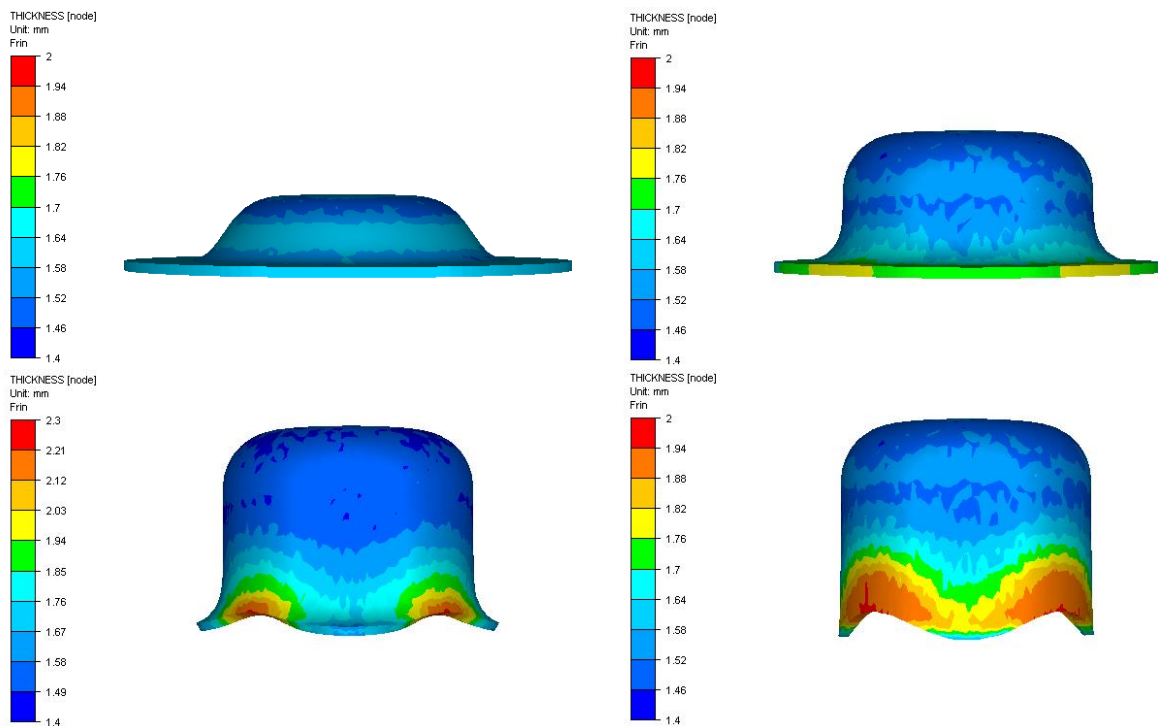


Figure 3.12 - Evolution de l'épaisseur au cours du procédé d'emboutissage du godet (à 25%, 50%, 75% et 100% du procédé)

L'épaisseur du profil du godet est mesurée (section telle que sur la Figure 3.11) à l'aide d'un microscope électronique. Puis l'épaisseur a été mesurée selon ce profil sur Forge®. Le comparatif d'épaisseur est visible sur la Figure 3.13.

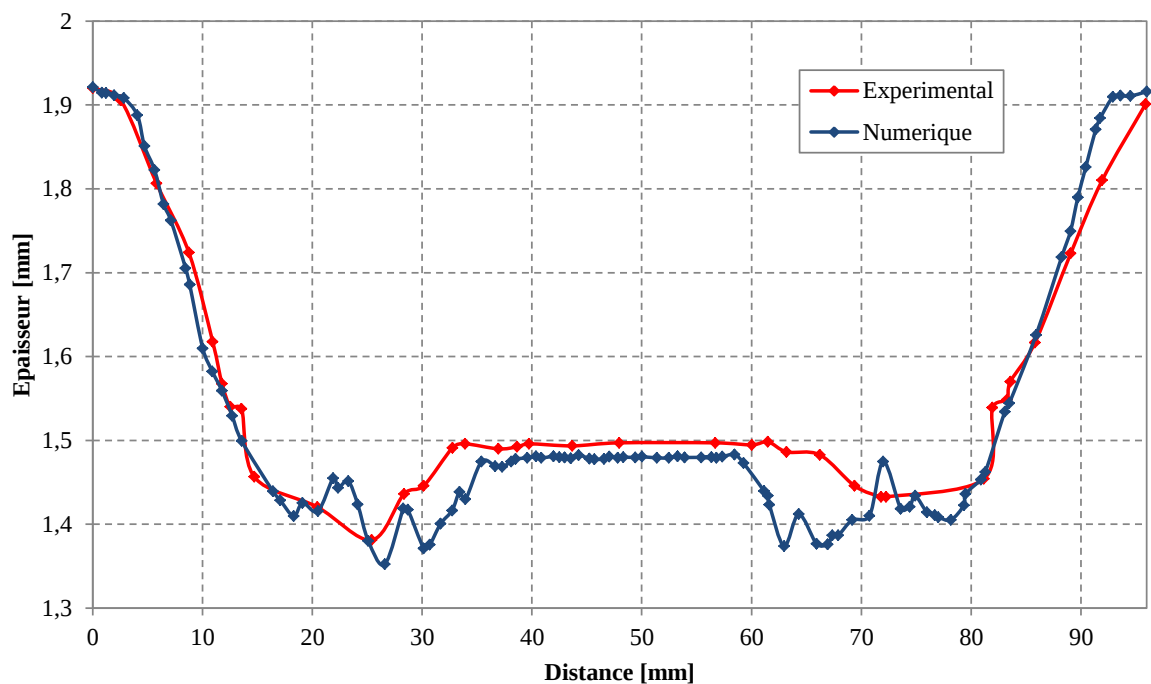


Figure 3.13 - Comparatif entre l'épaisseur mesurée sur la pièce et sur Forge®

Contrairement à la mesure de déformation à l'aide de la corrélation d'images 3D, un observable partiel est obtenu, il permet de comparer avec plus d'exactitude la pertinence de la simulation. Quelques variations sont remarquables au niveau de la partie « arrondie » du godet, mais sur l'ensemble du profil, la mesure indique que la simulation est pertinente.

Une fois l'essai d'emboutissage terminé, la pièce ne peut être saisie de suite du fait d'un fort échauffement allant jusqu'à 220°C. A l'aide de la simulation, l'autoéchauffement est estimé sur le procédé ; un très fort autoéchauffement (mesuré à l'aide de l'équation (3.6) et des valeurs de densité et de capacité thermique massique du Tableau 2.1) est remarqué au niveau du creux des cornes d'emboutissage sur la Figure 3.14.

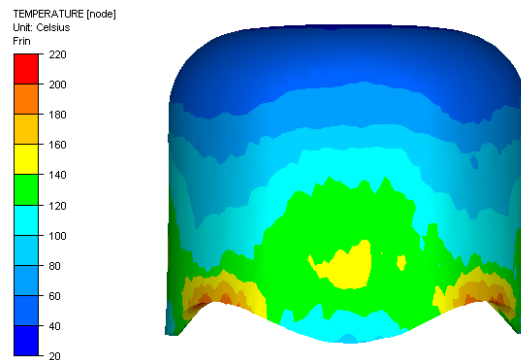


Figure 3.14 – Carte de température, mise en évidence de l'autoéchauffement sur le godet formé

Lors des essais d'emboutissage, quelques cas d'endommagement ont été obtenus comme cela est visible sur la Figure 3.15. Un endommagement est remarquable au niveau du cœur de l'oreille d'emboutissage, elle se traduit par un endommagement en forme de « V ».



Figure 3.15 - Godet endommagé

Les déformations subies en fin de procédé sont analysées afin de voir quelles étaient les zones les plus sollicitées (Figure 3.16).

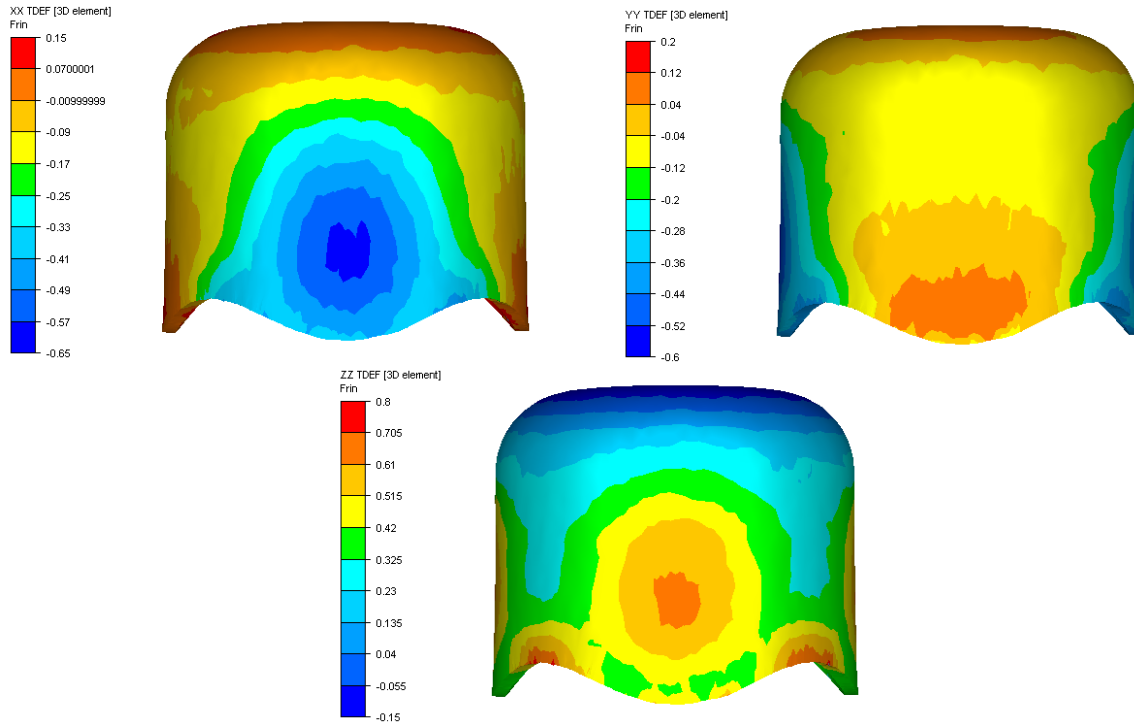


Figure 3.16 - Analyse des déformations sur le godet (ε_{XX} en haut à gauche, ε_{YY} en haut à droite et ε_{ZZ} en bas)

Afin d'avoir une idée sur l'endommagement lors de la simulation numérique, les valeurs du critère d'endommagement de Latham et Cockroft ont été mesurées (Cockroft & Latham 1968) :

$$\int_0^{\varepsilon_f} \frac{\sigma_I}{\sigma_{eq}} d\varepsilon_{pl} = C \quad (3.23)$$

Où ε_f est la deformation avant endommagement, σ_I la contrainte principale, σ_{eq} la contrainte équivalente et C le paramètre matériau du critère de rupture de Latham et Cockroft. Une analyse de sensibilité a été effectuée afin d'obtenir la valeur de C correspondante au T40, la valeur obtenue est $C = 0,5$. La valeur d'endommagement maximal semble dessiner un « V » (Figure 3.17) comme sur la fracture obtenue lors d'un des essais (Figure 3.15).

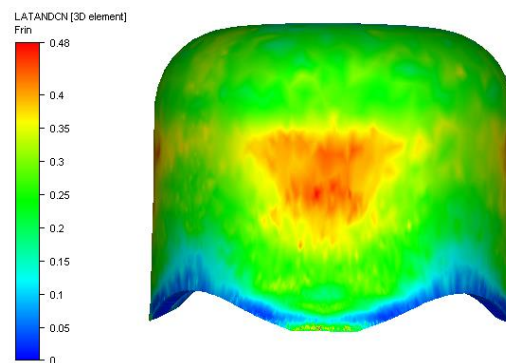


Figure 3.17 - Analyse de critère d'endommagement de Latham & Cockroft

La mise en forme du godet a permis la mise en évidence de l'anisotropie du T40 grâce à l'apparition des cornes d'emboutissage. Une corrélation d'images 3D et des analyses de profils d'épaisseurs ont été mises en place et ont permis une comparaison avec le modèle matériau déterminé lors des travaux de Revil (Revil 2010) utilisé dans la simulation numérique. Le modèle matériau a été validé et permet son utilisation dans des cas industriels.

3.3 Mise en forme de la pièce industrielle en T40

Le procédé utilisé afin de mettre en forme la pièce industrielle en T40 est un procédé d'élastoformage (Figure 3.18). L'élastoformage permet le formage d'une tôle sur un demi-outil (matrice) sous l'effet de la pression induite par un coussin en élastomère. Un vérin actionne la table sur laquelle est installée l'outil qui vient ensuite au contact du coussin. Celui-ci va alors se comporter comme un fluide sous haute pression et ainsi pouvoir former la pièce. Ce procédé permet la production de plusieurs pièces différentes durant un même cycle. Il est adapté à une production de prototypes ou de séries. Le temps de cycle court et les coûts de coussin peu élevés permettent une réduction drastique des coûts d'exploitation.

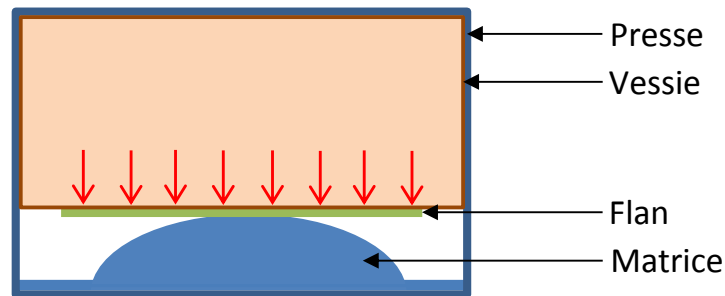


Figure 3.18 - Schéma de principe du procédé d'élastoformage

3.3.1 Essais sur pièce industrielle en T40

La pièce à former en T40 (Figure 3.19) est une pièce complexe car elle subit de grande déformation à froid. Elle est formée en une seule passe sur la presse d'élastoformage EMC12500. Le procédé de mise en forme est sophistiqué, l'outil inférieur est une matrice creuse dans laquelle est dessinée la forme d'emboutissage. Un trou est percé au centre du flan afin de permettre un meilleur avalement de la matière lors de l'emboutissage. Le flan initial est placé sur la matrice, le flan est bien graissé en insistant sur les zones amenées à être les plus déformées. Puis l'on place une plaque de caoutchouc sur le flan. Le système est fixé puis conduit dans la presse d'élastoformage. Une pression est appliquée sur la plaque de caoutchouc qui vient déformer le flan initial en limitant les frottements. L'avantage majeur de ce procédé est qu'il ne faut qu'une matrice, il n'y a pas besoin de poinçon. L'autre avantage est que le frottement est réduit sur le côté où le flan est déformé par la plaque en caoutchouc. Une fois la pièce formée, elle est ensuite détournée et percée au laser.

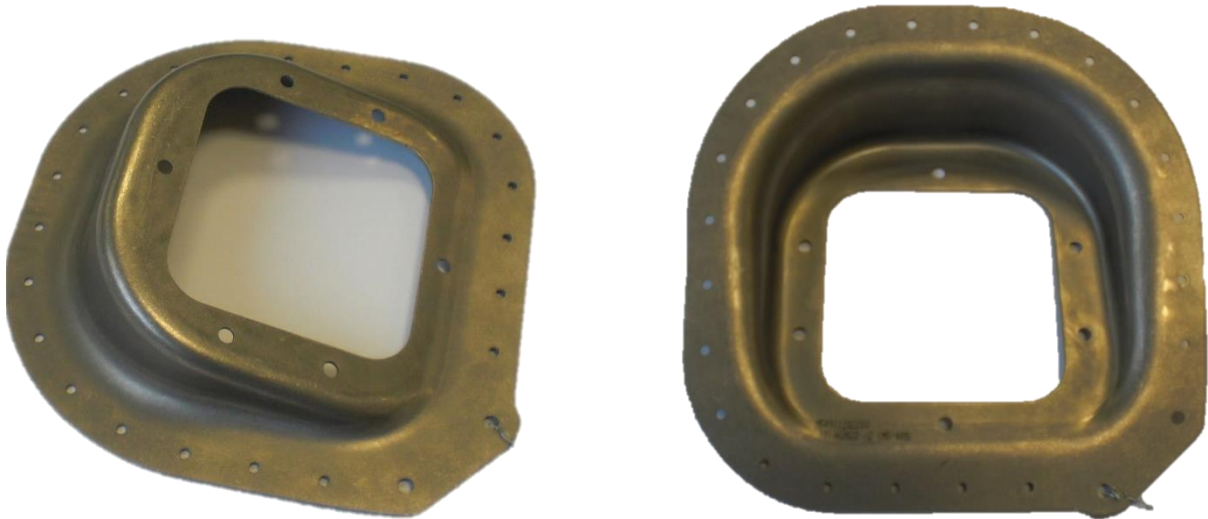


Figure 3.19 - Pièce en T40

Il est difficile de former la pièce en T40 (Figure 3.19) en une seule passe. La pièce est formée en 2 passes avec un traitement thermique intermédiaire afin de relâcher les contraintes résiduelles.

Plusieurs essais ont été effectués afin de tenter une mise en forme en une seule étape en modifiant les paramètres machines, mais aucun essai n'a fonctionné. Les photos des exemples de pièces qui ont été endommagées lors d'une mise en forme en une étape sont visibles sur la Figure 3.20, la Figure 3.21 et la Figure 3.22.



Figure 3.20 - Pièce en T40 endommagée (avec une pression de 500 bars)



Figure 3.21 - Pièce en T40 endommagée (avec une pression de 600 bars)



Figure 3.22 - Pièce en T40 endommagée (avec une pression de 700 bars)

Une fois les essais terminés, l'étude entre dans la phase de modélisation du procédé afin de réussir à mettre en forme la pièce sans endommagement.

3.3.2 Simulation de la pièce industrielle 1 (T40 à froid)

L'étude porte uniquement sur l'étape de formage à froid par élastoformage. La pièce finale est visible sur la Figure 3.23 ainsi que la matrice en Figure 3.24.

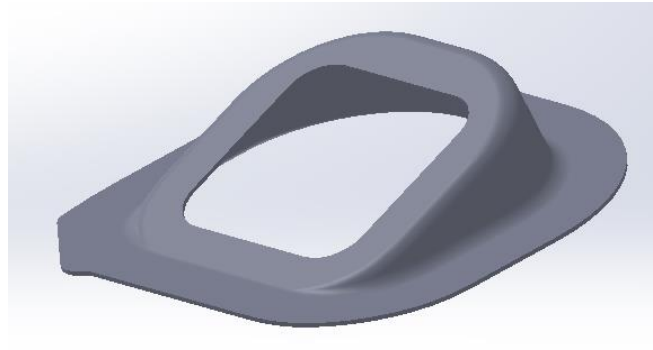


Figure 3.23 - Pièce industrielle 1 après formage et détourage laser

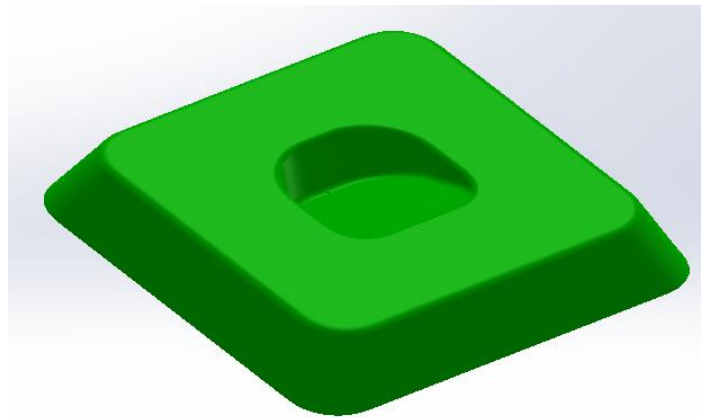


Figure 3.24 - Matrice du procédé de la pièce industrielle 1

Propriétés du matériau

Suite à l'étude de Benoit Revil (Revil 2010) et à la validation par essais de formage de godet à fond plat, les mêmes propriétés matériaux utilisées précédemment pour la mise en forme de T40 à froid sont utilisées. Le critère de plasticité Hill48 est utilisé (2.28) avec les valeurs des coefficients du Tableau 2.13.

Le T40 est modélisé ici par une loi de comportement de type Norton Hoff (3.18) et les paramètres utilisés se trouvent dans le Tableau 2.15.

Maillage

Le maillage de la matrice se fait en maillage surfacique avec des éléments de taille 0,5 mm.

Ensuite le flan est placé sur la matrice, le flan est tout d'abord remaillé en surface puis en volumique avec une taille de maille de 0,5 mm afin d'avoir 2 éléments dans l'épaisseur.

Paramètres de la simulation

Température : les températures de l'outil, du flan ainsi que de l'air ambiant sont fixées à 20°C.

Déplacement des outils : l'outil inférieur est fixe.

Contrainte sur le flan : dans le cas particulier de l'élastoformage, une contrainte normale de 500 MPa est appliquée sur la surface supérieure du flan afin que celui vienne se mettre en forme dans la matrice.

Frottements : une loi de Coulomb est utilisée (équations (3.22) et (3.23)). Les résultats de la littérature sont utilisés pour enrichir la loi de frottement (Revil 2010). Les valeurs des paramètres de la loi de frottement utilisée sont :

- $\mu = 0,3$;
- $\bar{m} = 0,2$.

Résultats

Tout d'abord, un intérêt a été porté sur les valeurs des déformations (Figure 3.25). A l'époque de ces essais, le Cemef ne disposait pas du système VIC3D (déjà présenté lors des essais de traction à chaud) en laboratoire, ce qui est regrettable, les mesures des déformations avec la corrélation d'images auraient pu être réalisées. Comme le procédé d'élastoformage s'effectue à froid et avec des frottements faibles, le marquage aurait tenu parfaitement.

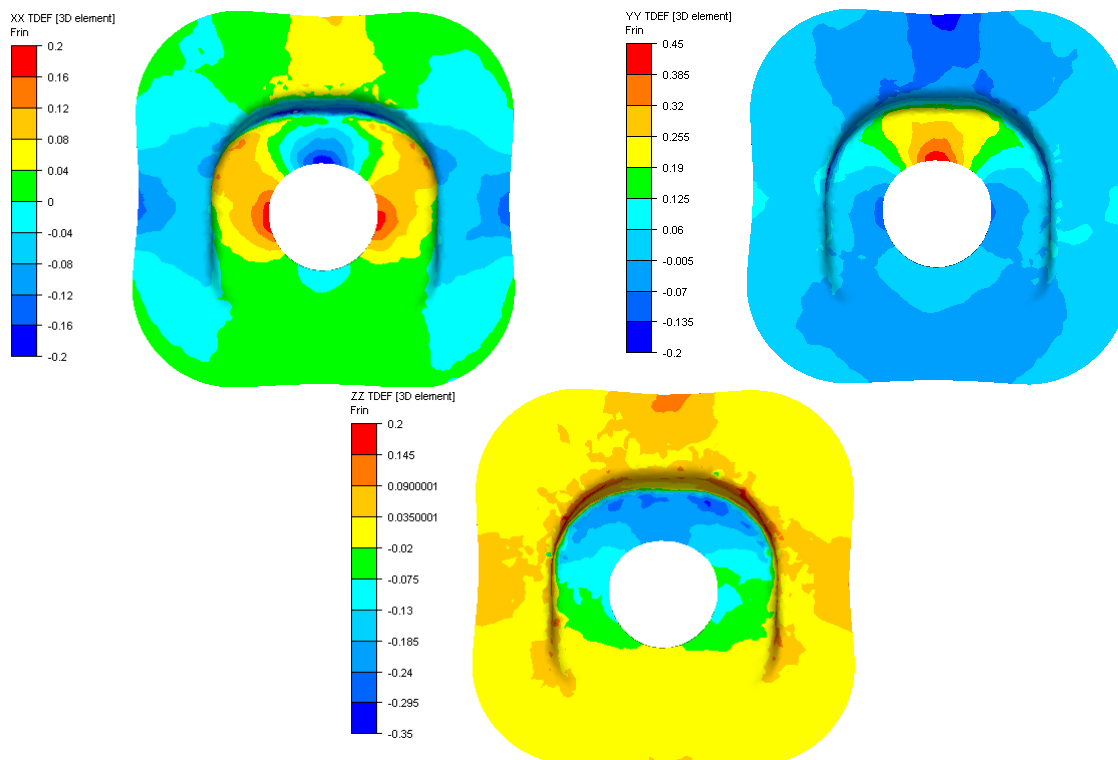


Figure 3.25 - Analyse du tenseur des déformations (ϵ_{XX} en haut à gauche, ϵ_{YY} en haut à droite et ϵ_{ZZ} en bas)

Suite aux analyses du tenseur des déformations, un intérêt a été porté sur les valeurs du tenseur des contraintes en fin de procédé. Les cartes du tenseur des contraintes sont visibles sur la Figure 3.26. En analysant les valeurs des contraintes σ_{YY} , la rupture est visible sur les parties au-dessus et en dessous du perçage où $\sigma_{YY} \geq 130 \text{ MPa}$. De plus sur les parties supérieures et inférieures de la pièce, une contrainte de compression est mesurée ($\sigma_{YY} \leq 50 \text{ MPa}$) et donc une potentielle formation de plis.

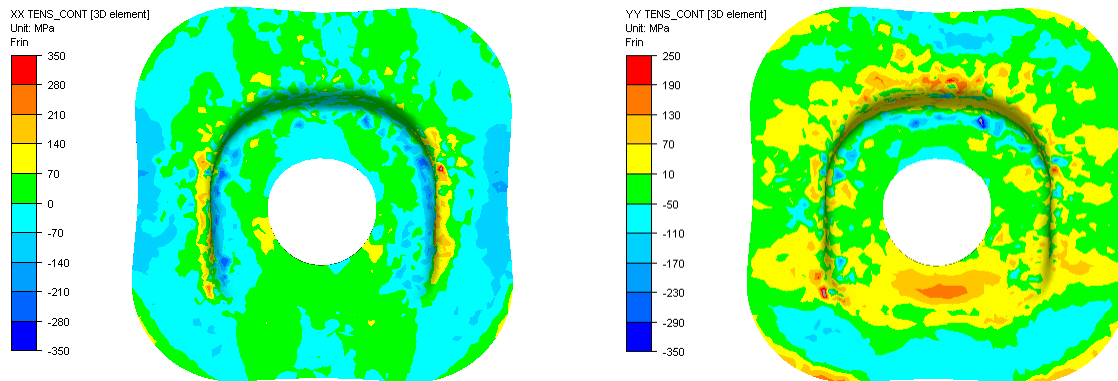


Figure 3.26 - Analyse des contraintes (σ_{XX} à gauche et σ_{YY} à droite)

L'un des problèmes majeur de la mise en forme de cette pièce a été l'autoéchauffement. En effet au-delà d'une certaine température, une explosion se produisait entre la pièce et l'outil, ce qui endommageait immédiatement la pièce. C'est pourquoi une optimisation manuelle de la géométrie initiale du flan a été réalisée.

Optimisation du procédé

Le problème de cette pièce était que lors de sa mise en forme, il y avait un autoéchauffement tel, que le liquide qui transmet la pression chauffe tant, qu'une explosion se produisait au sein de la pièce et cela engendrait l'endommagement de la pièce. L'optimisation est donc basée sur la réduction de la température maximale lors du procédé d'élastoformage. L'optimisation étudiée porte sur la géométrie du flan initial. La modification de la géométrie initiale va permettre une réduction de l'autoéchauffement. Les variations sur la géométrie initiale du flan (Figure 3.27) porte sur le rayon des congés des extrémités du flan (R1), le rayon du perçage (R2), et sur la position du perçage par rapport aux extrémités (L1 et L2). La position du perçage par rapport à l'outil (Figure 3.28) ne change pas, donc la variation de position du perçage sur le flan initial va modifier la partie du flan sur la partie inférieure et supérieure de l'outil.

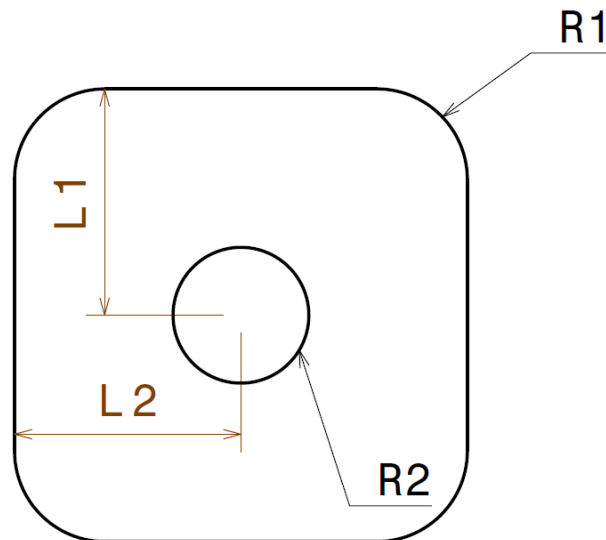


Figure 3.27 - Plan du flan initial pour la mise en forme de la pièce industrielle 1 en T40

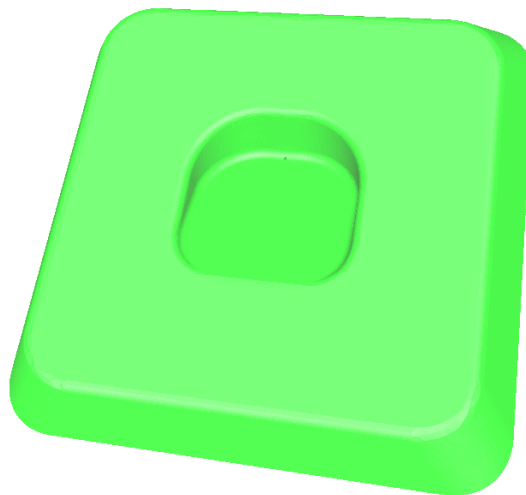


Figure 3.28 – Outil inférieur du procédé de formage à froid

En prenant la géométrie initiale du flan, la simulation du procédé de formage montre des températures maximales supérieures à 100°C (Figure 3.29). Cette géométrie montre que la température était trop élevée pour que le procédé se déroule convenablement (explosion lors de l'essai).

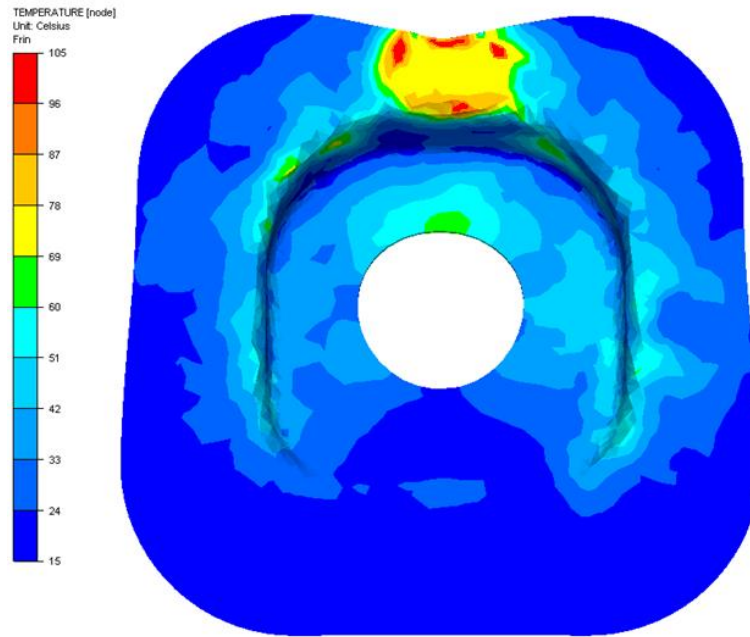


Figure 3.29 - Champs de température de la pièce 1 en fin de procédé avec la géométrie de flan initiale

Une étude paramétrique a été réalisée afin d'obtenir une température maximale la plus basse possible pour que le procédé de formage se réalise sans problème. Les valeurs utilisées pour l'optimisation sont données dans le Tableau 3.1. Trois valeurs ont été données pour chacune des 4 variables. Un nombre d'essais limités a permis d'obtenir le jeu de paramètre optimal permettant de diminuer la valeur de la température maximale de la pièce.

Tableau 3.1 - Valeurs de variables utilisées pour la simulation

Variables	Valeurs (cm)		
R1	8	10	12
R2	15	20	25
L1	13	15	19
L2	13	15	17

Suite à l'optimisation, il apparaît que le meilleur jeu de paramètre est $R1 = 12$, $R2 = 20$, $L1 = 19$ et $L2 = 15$. La température maximale obtenue pour ce jeu de paramètre est au maximum de 85°C (Figure 3.30). Les valeurs de $R2$ ont une faible incidence. Le paramètre $L1$ est le plus important, c'est le paramètre qui a influencé le plus sur la baisse de la température maximale. L'épaisseur de la pièce a été comparée lors de chaque simulation et la variation des paramètres n'impactait pas les profils d'épaisseur. Suite à cette optimisation, des essais sur presse furent réalisés et le procédé s'est parfaitement déroulé.

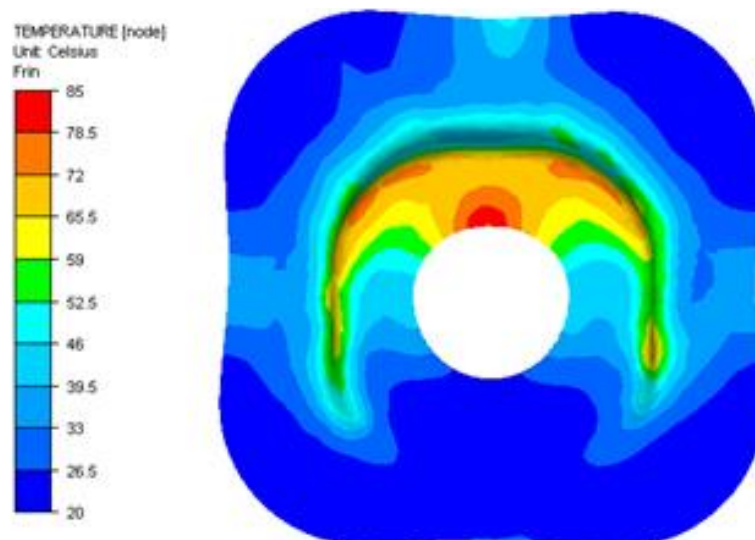


Figure 3.30 - Champs de température de la pièce 1 en fin de procédé

A l'aide de la simulation numérique, l'optimisation de la géométrie du flan initial est possible afin de réduire au minimum la température maximale estimée sur les cartes de températures.

3.4 Mise en forme de la pièce industrielle en Ti6242

La mise en forme de cette pièce est complexe car elle subit un emboutissage à chaud contenant deux pliages incurvés quasiment à 90° (Figure 3.31).

3.4.1 Essais sur pièce industrielle en Ti6242

Cette pièce est tout d'abord mise en forme par emboutissage à chaud puis est détournée au laser.

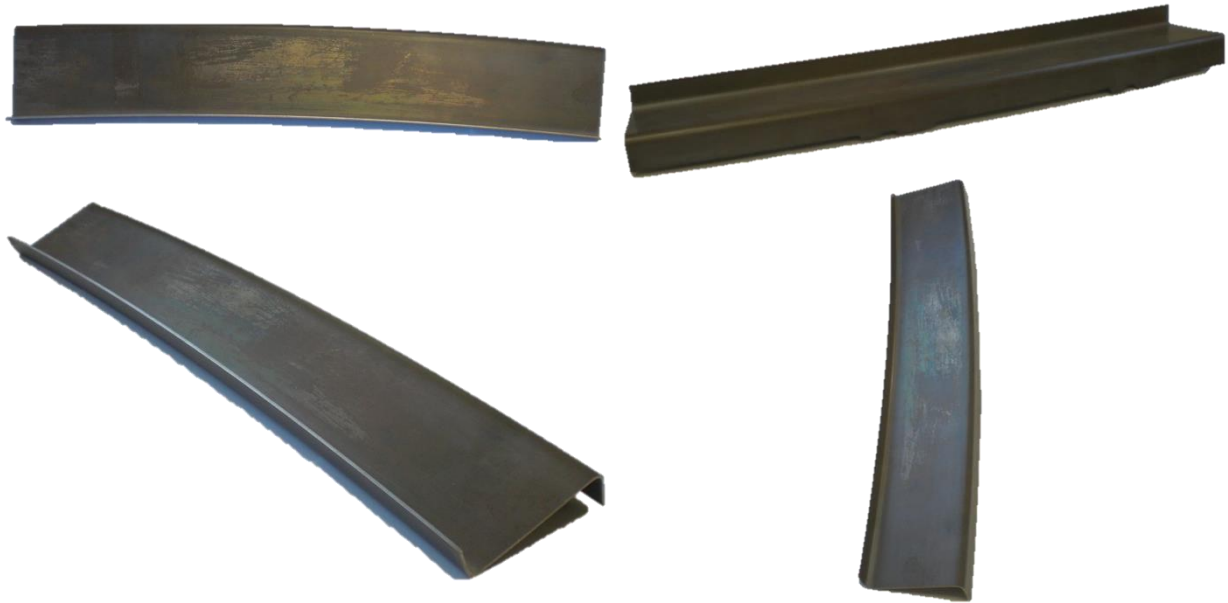


Figure 3.31 - Pièce en Ti6242

Les essais ont été réalisés sur la même presse que pour les essais de mise en forme de la pièce en TA6V. Cette presse a une capacité de 60T en effort et de 1000°C de température, ce qui est amplement suffisant pour mettre en forme la pièce en Ti6242.

Les flans initiaux ont été marqués dans un bain électrolytique afin de pouvoir établir une mesure des déformations après mise en forme à l'aide d'un système de corrélation d'images 3D.

3 pièces ont été réalisées avec les mêmes paramètres afin de tester la répétabilité du procédé. Les paramètres machine sont :

- Température outil : 680°C $\pm$ 10°C
- Vitesse du coulisseau : 1 mm/s
- Effort de maintien : 40T
- Temps de maintien : 8 min

La température des outils n'est pas un paramètre simple à régler, car il faut faire monter tout l'intérieur de la presse en température, puis ouvrir la presse afin d'insérer le flan. Toute cette procédure est complexe et réduit la précision sur la valeur de la température du procédé.

Concernant l'outillage, l'outil inférieur a été lubrifié au nitrure de bore et des thermocouples ont été placés dans la matrice ainsi que dans le poinçon (Figure 3.32).

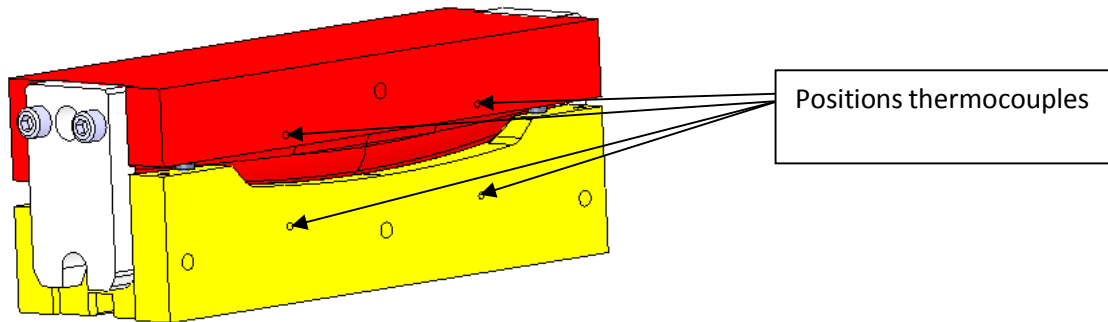


Figure 3.32 – Outillages du procédé d'emboutissages à chaud du Ti6242 avec la position des thermocouples

L'outillage est en acier inoxydable austénitique 310S pour application haute température.

3.4.2 Simulation pièce industrielle 2 (Ti6242 à chaud)

Le schéma des outillages et de la tôle est visible en Figure 3.33.

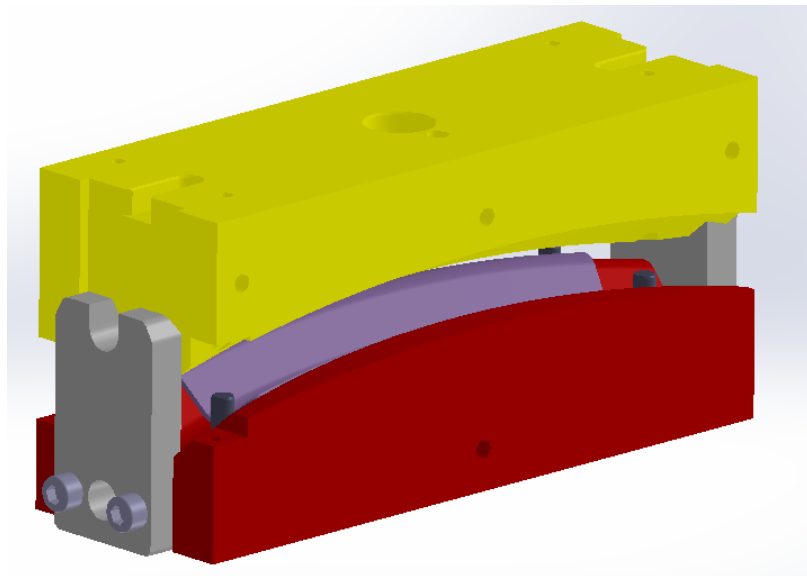


Figure 3.33 - Visualisation de la mise en forme à chaud de la pièce industrielle 2 en Ti6242

Sous Forge®, la matrice, le poinçon ainsi que les pions de centrages sont considérés comme des outils. Seul le poinçon sera mobile, la matrice et les pions de centrage sont fixes.

Propriétés du matériau

Le flan initial de la tôle est lui inséré avec un fichier matériau comprenant une loi de comportement définie dans les chapitres précédents de type phénoménologique (2.42) dont les

paramètres sont présents dans le Tableau 2.14. Le critère de plasticité Hill48 est utilisé (2.28) avec les valeurs du Ti6242 présent dans le Tableau 2.13.

Maillage

Les pions de centrage ont été placés au sein de l'outil inférieur. Comme la matrice, ces pions sont aussi remaillés. Puis le flan est inséré entre l'outil inférieur et les pions de centrage.

L'épaisseur du flan mesure 2,5 mm, afin d'avoir au moins deux éléments dans l'épaisseur, des éléments ayant une taille d'arête de 1 mm ont été utilisés. Le flan est d'abord modélisé avec un maillage STL avec une taille d'arête de 1 mm puis un maillage surfacique et enfin un maillage volumique. Ce qui donne un maillage comprenant 31381 nœuds et 127202 éléments.

Paramètres de la simulation

Température : la température des outils, du flan et de l'air ambiant est fixée à 680°C.

Déplacement des outils : l'outil inférieur ainsi que les pions sont immobiles. L'outil supérieur se déplace de 30,5 mm vers l'outil inférieur à une vitesse de 1 mm/s.

Frottements : une loi de Coulomb est utilisée (équations (3.22) et (3.23)). Les résultats de la littérature sont utilisés pour enrichir la loi de frottement (Yanagida & Azushima 2009). Les valeurs des paramètres de la loi de frottement utilisée sont :

- $\mu = 0,075$;
- $\bar{m} = 0,15$.

Résultats

Malheureusement, il a été difficile de mesurer les déformations à l'aide de la corrélation d'images 3D, d'une part car il n'était pas possible de mesurer les déformations au cours de l'essai (impossible de placer les caméras au sein de la presse) et d'autre part car le marquage est illisible à cause de l'état de surface (formation d' α -case) qui a complètement recouvert le marquage électrolytique. Aucune comparaison expérimentale n'a donc été possible sur la mesure des déformations obtenues en Figure 3.34.

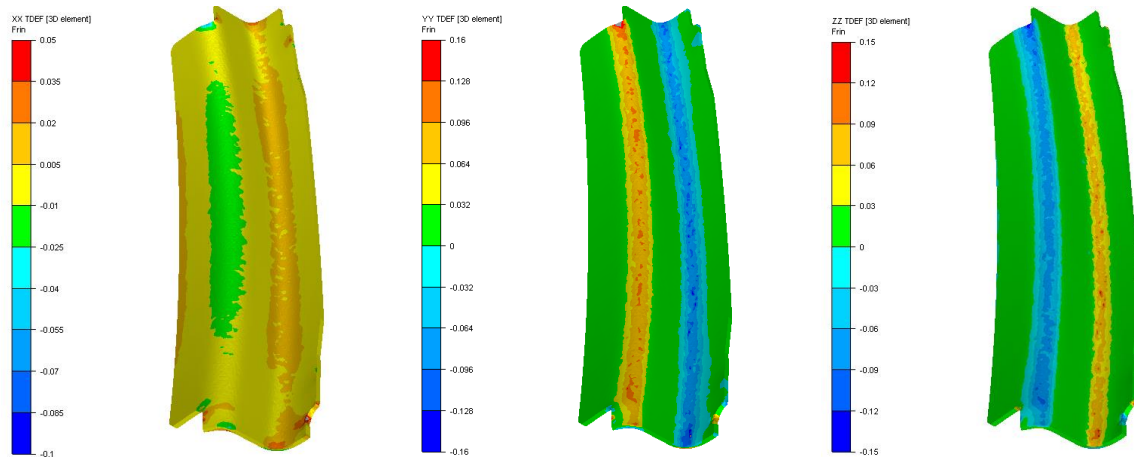


Figure 3.34 - Analyse du tenseur des déformations (ϵ_{XX} à gauche, ϵ_{YY} au centre et ϵ_{ZZ} à droite)

Ne pouvant utiliser les valeurs des déformations sur les essais expérimentaux, une mesure des déformations sur la pièce a été effectuée. L'évolution de l'épaisseur de la pièce au cours du procédé d'emboutissage à chaud est visible sur la Figure 3.35.

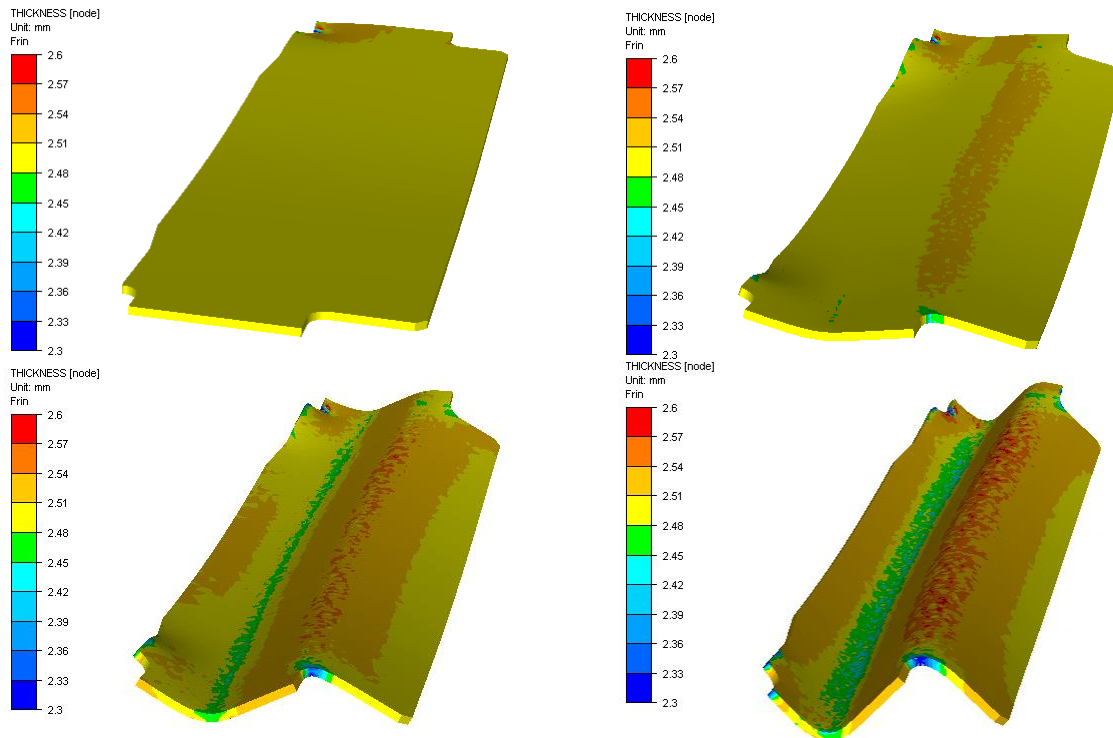


Figure 3.35 - Evolution de l'épaisseur au cours du procédé d'emboutissage à chaud (à 25%, 50%, 75% et 100% du procédé)

L'épaisseur selon un profil défini de la pièce a été mesurée, il a donc fallu découper la pièce puis mesurer l'épaisseur sur ce profil (Figure 3.36), étant donné la dimension de ce profil de découpe, deux comparateurs pépitas (appareil de mesure de comparaison. Il est constitué d'une tige et d'un cadran gradué avec une aiguille pivotant en son centre. Il permet de confondre l'axe du trou avec lequel on veut se recentrer) ont été utilisés afin de mesurer l'épaisseur.

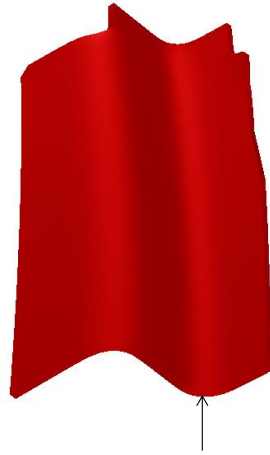


Figure 3.36 - Profils de mesure d'épaisseur (indiqué avec la flèche)

Sous Forge® (Figure 3.36), il a suffi de faire un plan de coupe dans le profil de mesure d'intérêt puis de faire une mesure d'épaisseur sur ce profil. Ensuite ces mesures ont été comparées à celles effectuées expérimentalement (Figure 3.37). La simulation avec Forge® représente bien l'épaisseur sur le profil choisi. Néanmoins il est à noter qu'il n'y a pas de grandes variations de l'épaisseur sur ce procédé. De plus grandes variations auraient mieux mis en évidence la pertinence du modèle. L'épaisseur minimale requise pour cette pièce est de 2,3 mm.

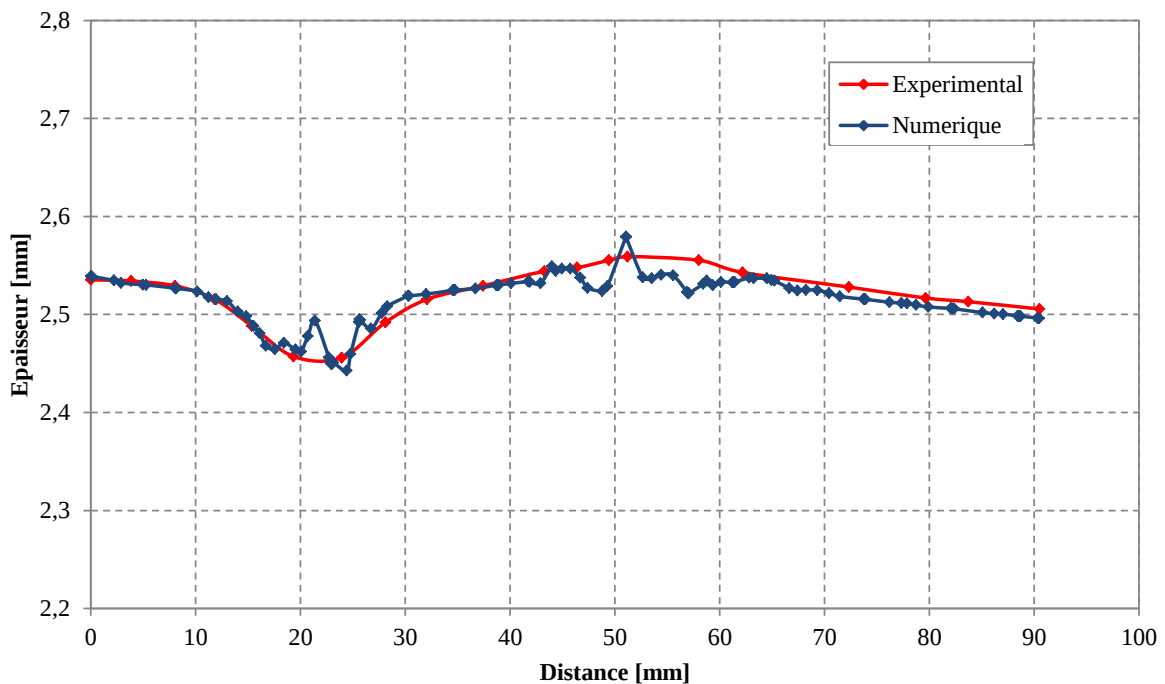


Figure 3.37 – Comparatif des mesures d'épaisseur sous Forge® et expérimentalement

On s'est ensuite attaché à évaluer les valeurs du tenseur des contraintes en fin de procédé avant maintien à chaud dans les outils pour relaxer ces contraintes. Les cartes du tenseur des contraintes sont visibles sur la Figure 3.38.

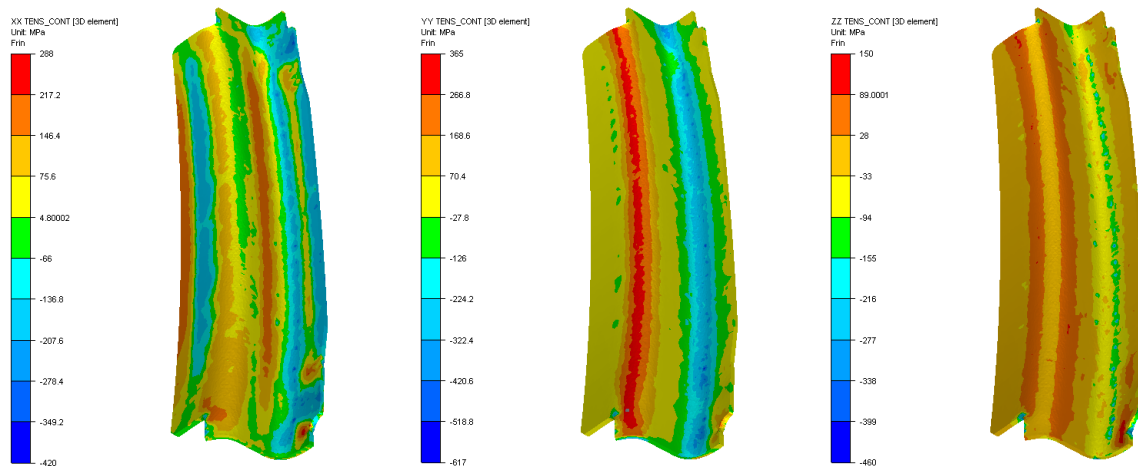


Figure 3.38 - Analyse des contraintes (σ_{xx} à gauche, σ_{yy} au centre et σ_{zz} à droite)

3.5 Mise en forme de la pièce industrielle en TA6V

La pièce industrielle en TA6V est une pièce de « dérisquage », elle permet de tester la mise en forme de la pièce finale en testant cette pièce qui est une échelle réduite.

3.5.1 Essais sur pièce industrielle en TA6V

La pièce à former en TA6V (Figure 3.39) est une pièce très complexe, elle possède 3 zones d'emboutissages, et 4 zones de pliages. Elle est formée en une seule passe dans une presse d'emboutissage à chaud.

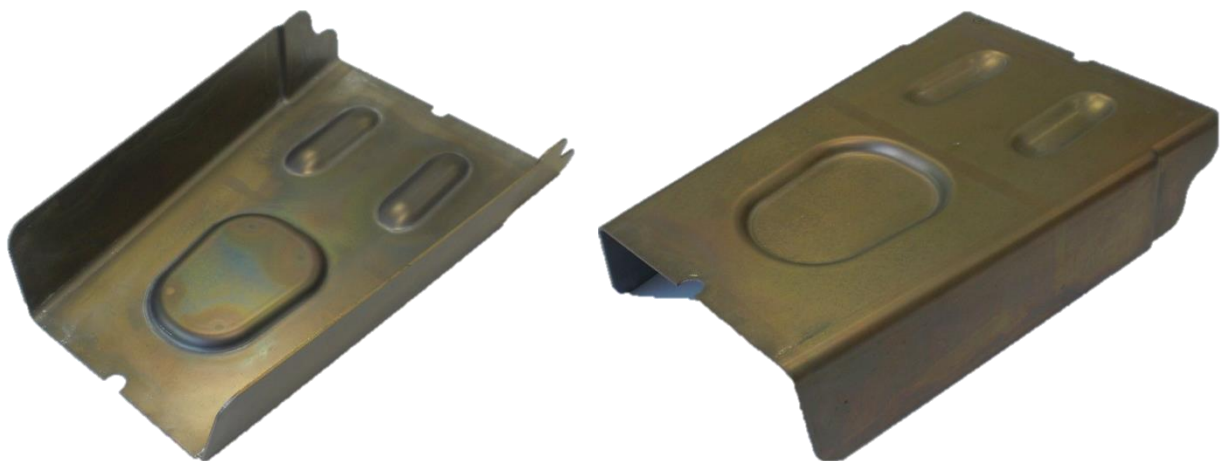


Figure 3.39 - Pièce en TA6V

Les essais ont été réalisés sur une presse SPF modifiée pour permettre de former des pièces en emboutissage à chaud. La presse ACB FSP60T a été utilisée pour les essais, elle a une capacité de 60T en effort et de 1000°C en température. Les essais ont été réalisés sous atmosphère non protégée.

Les flans en TA6V ont été marqués dans un bain électrolytique afin de pouvoir établir une mesure des déformations après mise en forme à l'aide d'un système de corrélation d'images 3D.

3 pièces ont été réalisées avec les mêmes paramètres afin de tester la répétabilité du procédé. Les paramètres machine sont :

- Température outil : $680^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$
- Vitesse du coulisseau : 1 mm/s
- Effort de maintien : 40T
- Temps de maintien : 8 min

La température des outils n'est pas un paramètre simple à régler, car il faut faire monter tout l'intérieur de la presse en température, puis ouvrir la presse afin d'insérer le flan. Toute cette procédure est complexe et réduit la précision de la température du procédé.

3.5.2 Simulation du formage de la pièce industrielle 3 (TA6V à chaud)

Le schéma d'implémentation est en Figure 3.40. Sous Forge®, la matrice, le poinçon ainsi que les pions de centrage sont considérés comme des outils. Seul le poinçon est mobile, la matrice et les pions de centrage sont fixes.

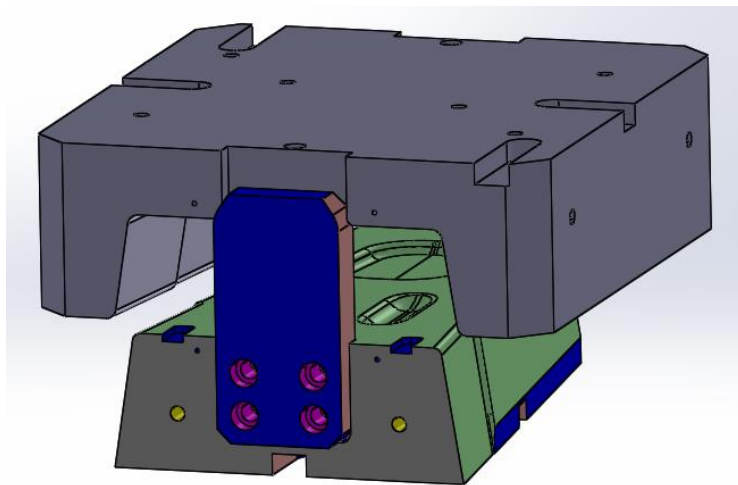


Figure 3.40 - Visualisation de la mise en forme à chaud de la pièce industrielle 3 en TA6V

Propriétés du matériau

Le flan initial de la tôle est lui inséré avec un fichier matériau comprenant une loi de comportement définie dans les chapitres précédents de type phénoménologique (2.42) dont les paramètres pour le TA6V sont présents dans le Tableau 2.14. Le critère de plasticité Hill48 est utilisé (2.28) avec les valeurs du TA6V présent dans le Tableau 2.13.

Maillage

Le maillage des outils se fait en maillage surfacique STL avec une taille d'arête minimale de 0,2 mm et une taille d'arête maximale de 1 mm. Ensuite, le mailleur surfacique est utilisé afin de refaire le maillage avec une taille de 0.4 mm. Le maillage de l'outil inférieur est visible sur la Figure 3.41.

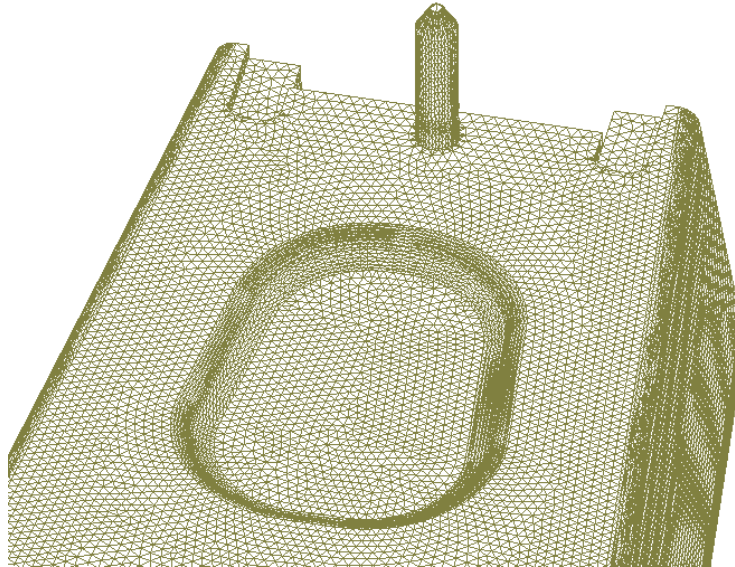


Figure 3.41 - Maillage de l'outil inférieur

Ensuite, le flan est inséré entre les outils supérieur et inférieur. La géométrie étant bien trop complexe pour le calcul, un seul élément dans l'épaisseur a été utilisé. Un maillage de 61068 nœuds et de 220730 éléments est obtenu. Ce maillage implique encore une simulation coûteuse et pas forcément efficace. Afin d'alléger le maillage et de le rendre plus pertinent pour la simulation, une première simulation avec un maillage plus grossier est réalisée. La dernière étape de la simulation est récupérée en affichant le champ de valeur du taux de déformation (Figure 3.42).

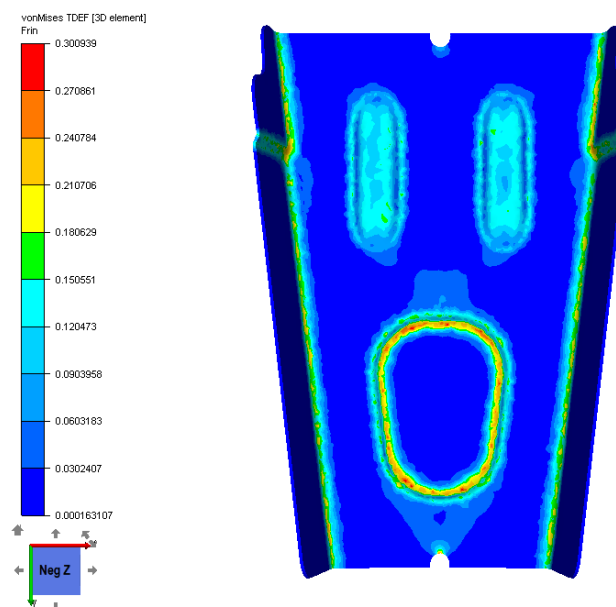


Figure 3.42 - Champ de valeur du taux de déformation à la fin de la mise en forme

Ensuite les déplacements sont annulés sur cette dernière étape (Figure 3.43).

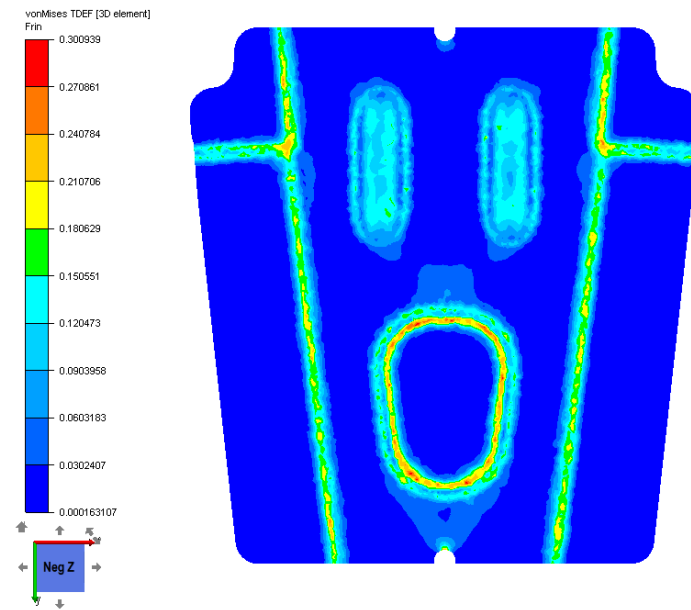


Figure 3.43 - Champ de valeur du taux de déformation à la fin de la mise en forme reporté sur la géométrie initiale

En ayant le champ de valeur du taux de déformation sur la géométrie initiale de flan, cela permet de voir où il faut améliorer le maillage dans les zones qui seront fortement déformées. Il aurait été possible de faire varier ces paramètres et de faire des calculs avec des estimations d'erreur. Un remaillage initial de la tôle est imposé afin d'avoir un maillage raffiné là où il y aura donc le plus de déformation (Figure 3.44). Cela permet aux partenaires industriels de mieux optimiser la géométrie initiale du flan.

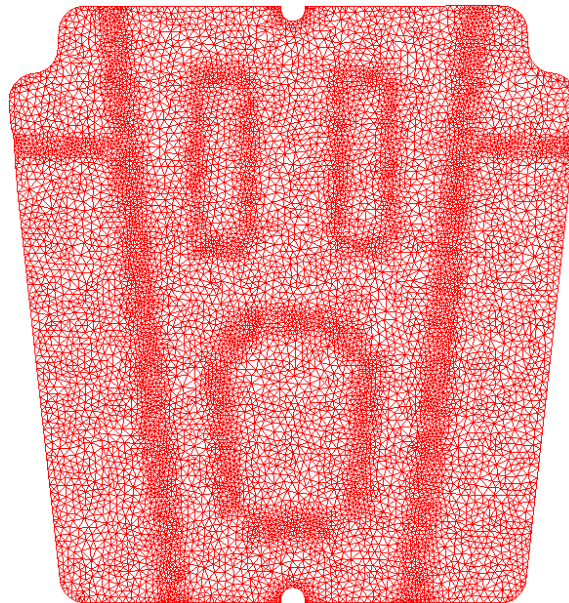


Figure 3.44 - Flanc remaillé à l'état initial

La pièce étant symétrique, un plan de symétrie est imposé afin d'avoir deux fois moins d'éléments. Suite à la mise en place d'un maillage optimisé, un maillage comprenant 43634 nœuds et 157607 éléments est obtenu.

Paramètres de la simulation

Température : les outils, le flan ainsi que l'air ambiant sont portés à une température de 680°C.

Déplacement des outils : l'outil inférieur ainsi que les pions sont fixés. L'outil supérieur se déplace de 74 mm vers l'outil inférieur à une vitesse de 1 mm/s.

Frottements : une loi de Coulomb est utilisée (équations (3.22) et (3.23)). Les résultats de la littérature sont utilisés pour enrichir la loi de frottement (Yanagida & Azushima 2009). Les valeurs des paramètres de la loi de frottement utilisée sont :

- $\mu = 0,075$;
- $\bar{m} = 0,15$.

Résultats

. Comme sur le cas du Ti6242, aucune comparaison expérimentale ne est possible sur la mesure des déformations obtenues en Figure 3.45.

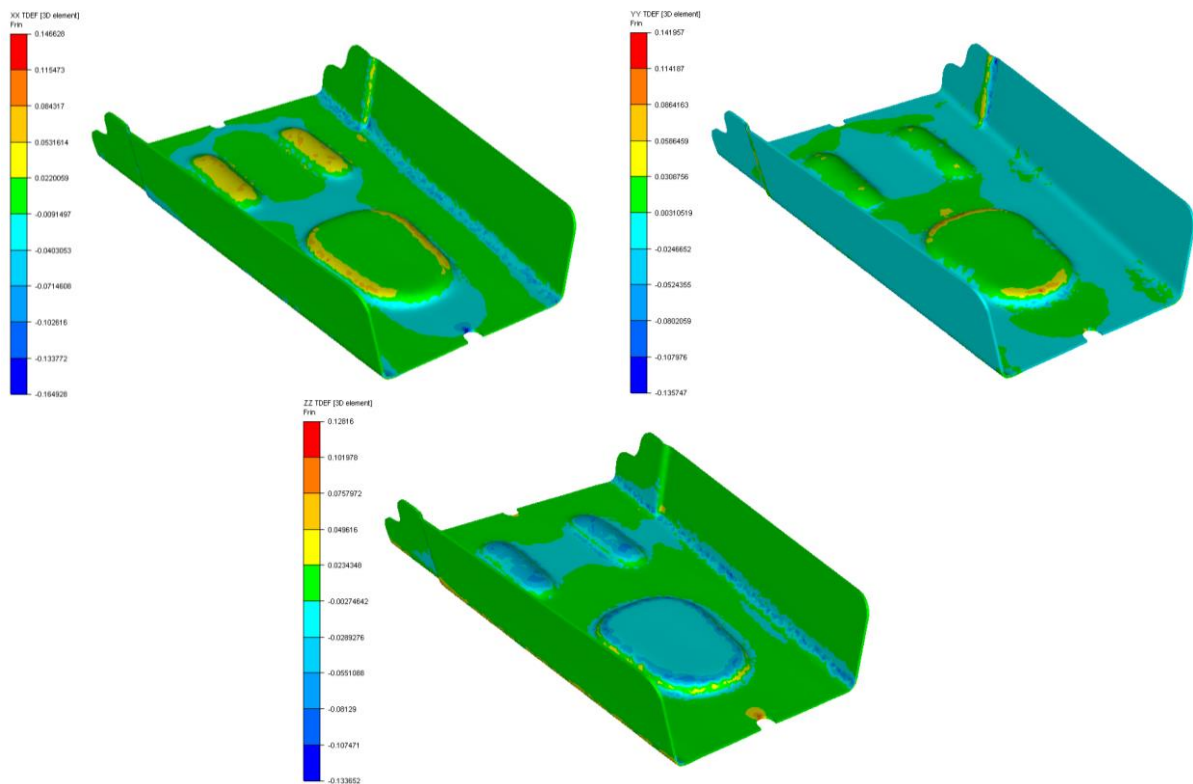


Figure 3.45 - Analyse du tenseur des déformations (ε_{xx} en haut à gauche, ε_{yy} en haut à droite et ε_{zz} en bas)

Ne pouvant utiliser les valeurs des déformations sur les essais expérimentaux, une mesure des épaisseurs de la pièce a été effectuée. L'évolution de l'épaisseur de la pièce au cours du procédé d'emboutissage à chaud est visible sur la Figure 3.46.

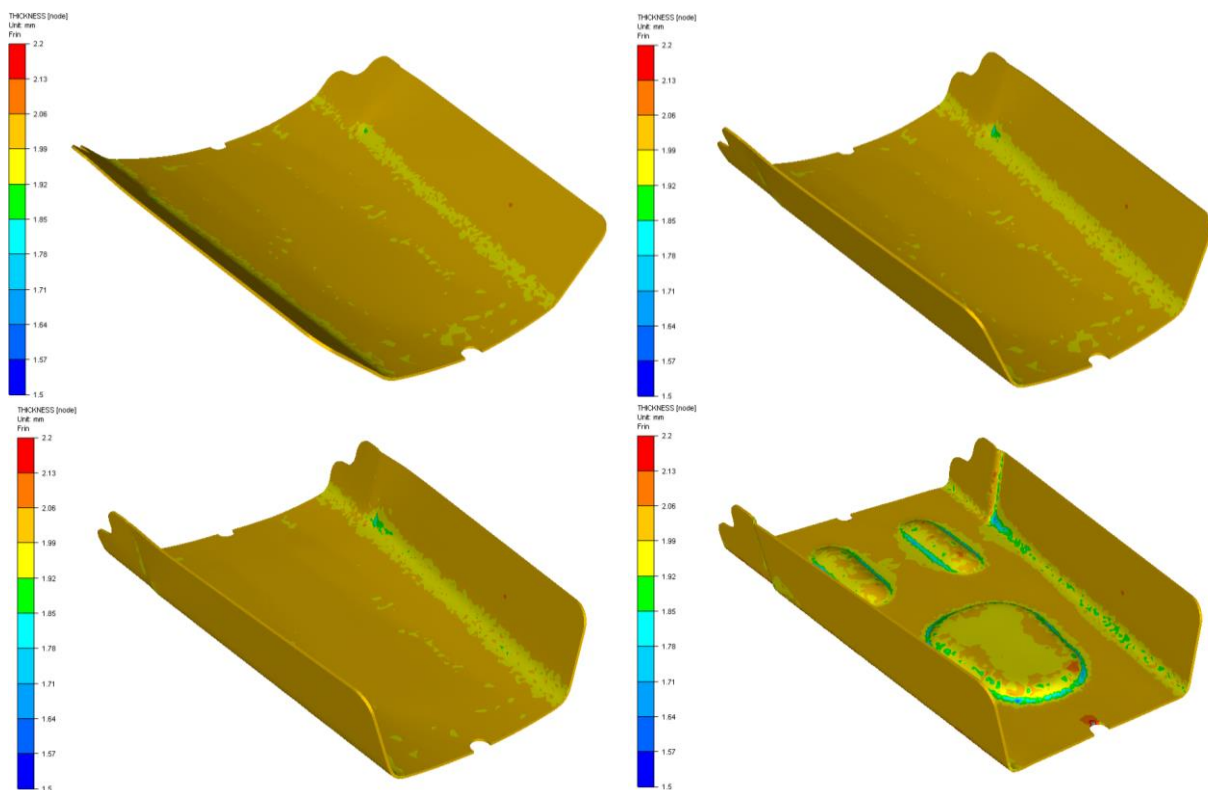
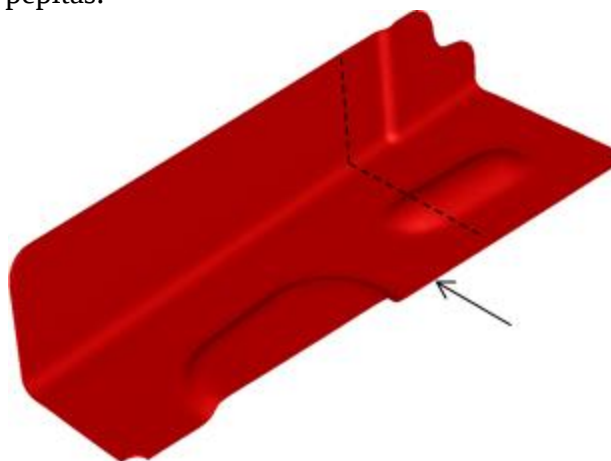


Figure 3.46 - Evolution de l'épaisseur au cours du procédé d'emboutissage à chaud (à 25%, 50%, 75% et 100% du procédé)

L'épaisseur a été mesurée selon différents profils découpés dans la pièce (Figure 3.47) à l'aide de deux comparateurs pépitas.



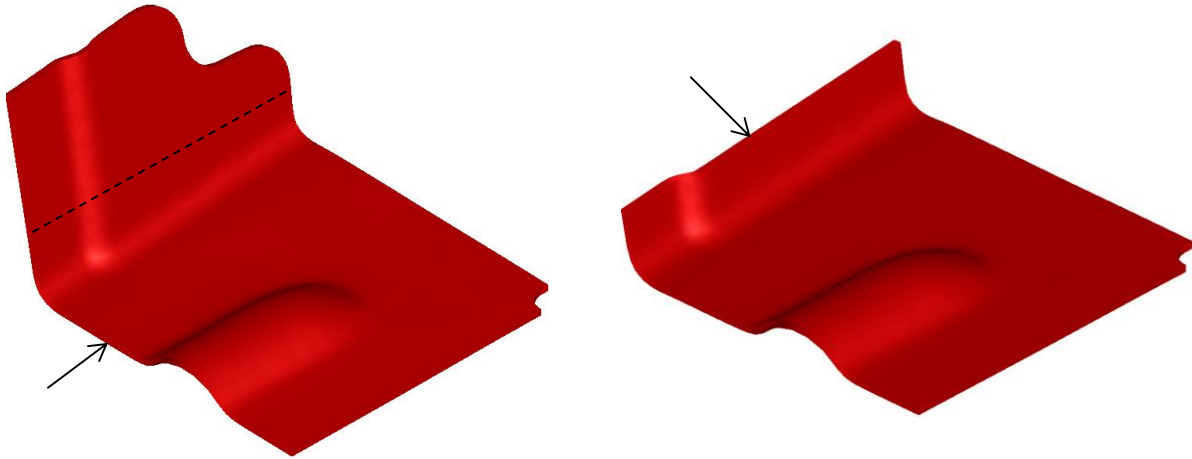


Figure 3.47 - Profils de mesure d'épaisseur (indiqués avec les flèches) et lignes de découpe (en pointillés). Profil 1 en haut, profil 2 en bas à gauche et profil 3 en bas à droite.

Sous Forge® (Figure 3.47), il a suffi de faire des plans de coupe dans les profils de mesure désirés puis de faire une mesure d'épaisseur sur ces profils. Ensuite ces mesures ont été comparées à celles effectuées expérimentalement (Figure 3.48, Figure 3.49 et Figure 3.50). Les profils sont similaires sur le plan expérimental et numérique, ce qui a conduit à penser que la modélisation est pertinente. Le procédé nécessite une épaisseur minimale de 1,8 mm et une épaisseur maximale de 2,2 mm. Quelques erreurs numériques sont remarquables sur les différents profils, mais cela n'engendre pas de grandes différences d'épaisseur. On peut donc en déduire que la simulation numérique est une aide précieuse pour contrôler l'évolution d'épaisseur au cours de ce procédé.

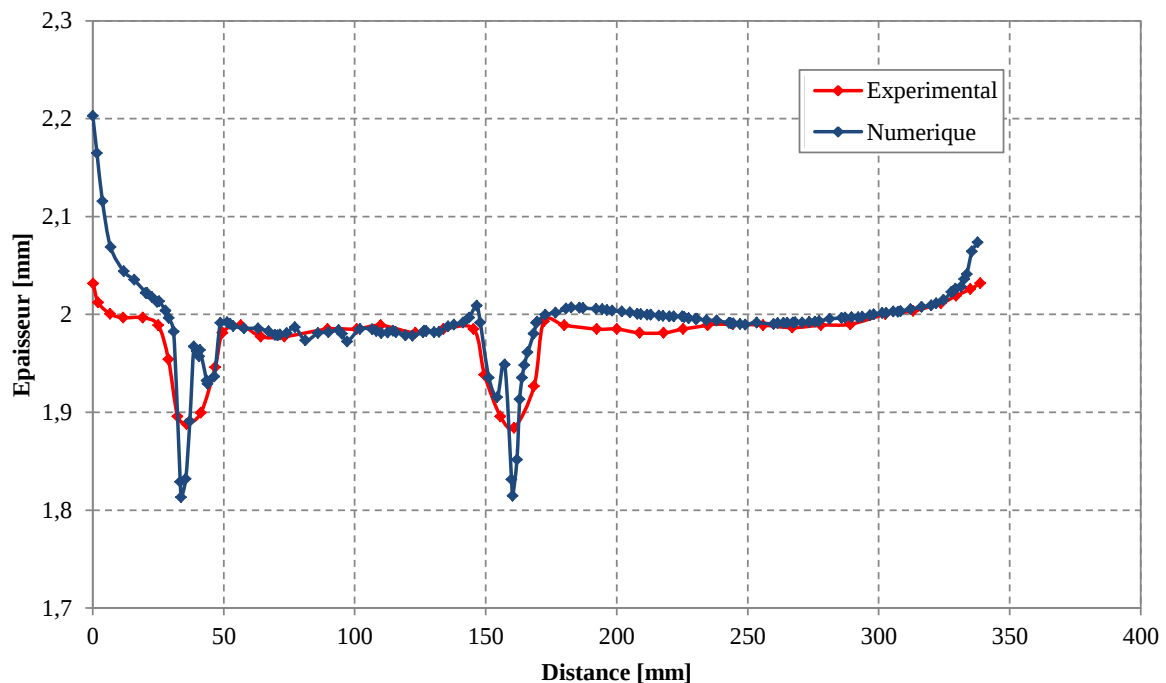


Figure 3.48 - Comparatif des mesures d'épaisseur sous Forge® et expérimentalement sur le profil 1

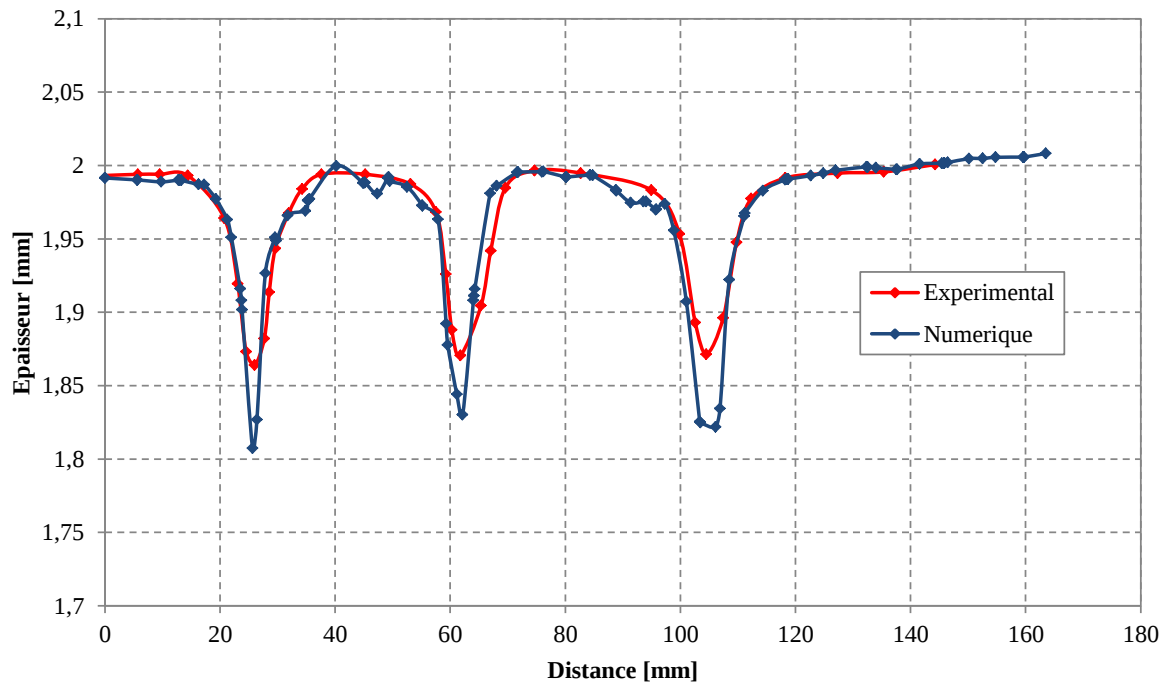


Figure 3.49 – Comparatif des mesures d'épaisseur sous Forge® et expérimentalement sur le profil 2

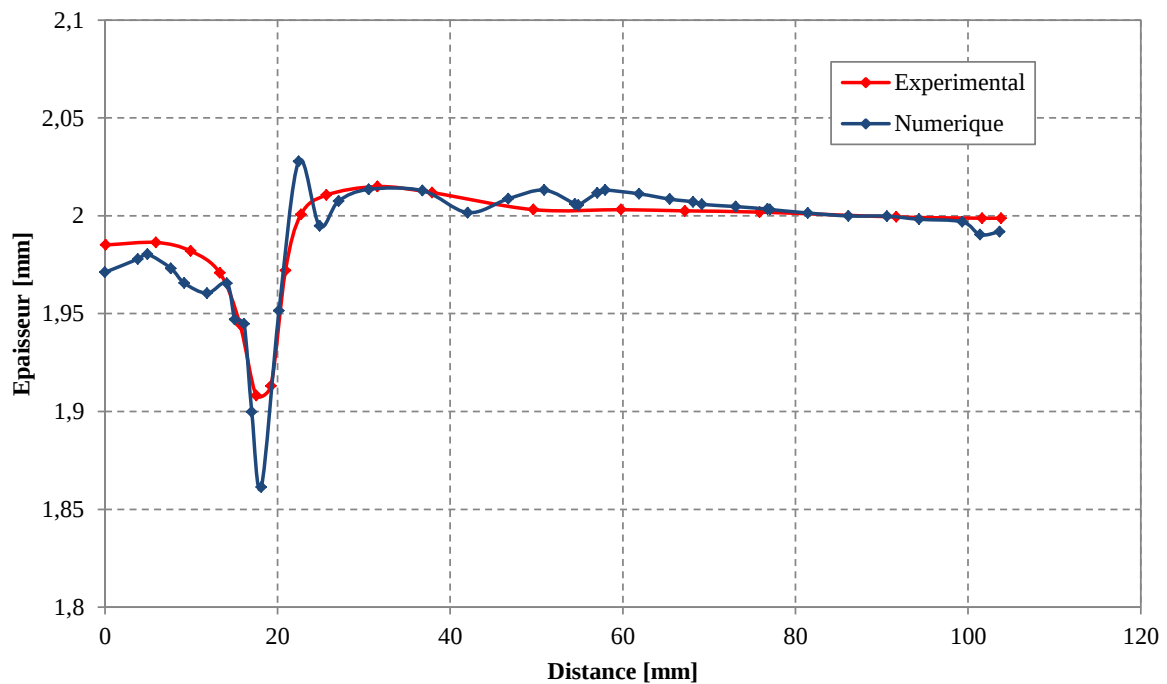


Figure 3.50 – Comparatif des mesures d'épaisseur sous Forge® et expérimentalement sur le profil 3

Les valeurs des contraintes dans la pièce en fin de procédé ont été mesurées, juste avant l'attente et la relaxation des contraintes (Figure 3.51).

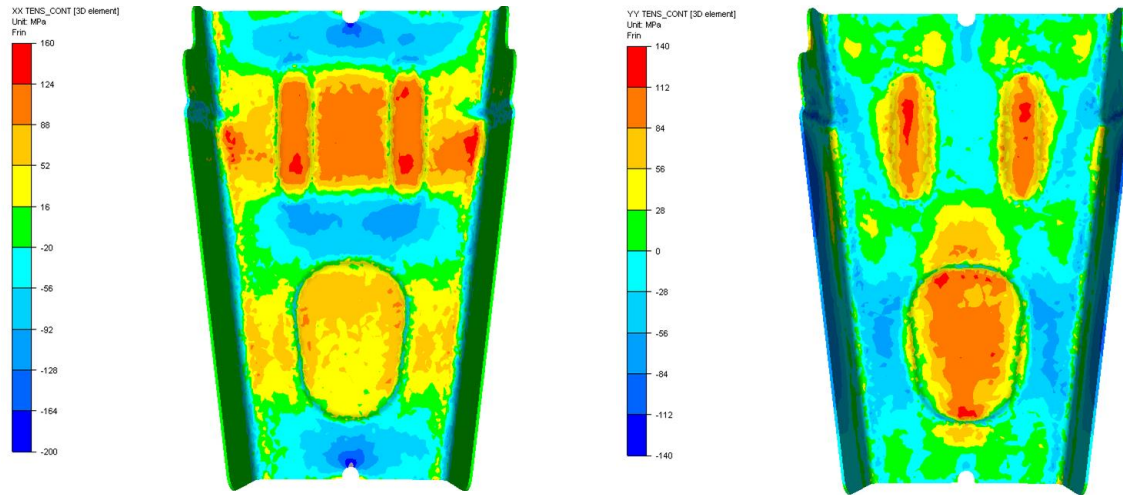


Figure 3.51 – Analyse des contraintes (σ_{XX} à gauche, σ_{YY} à droite)

Les simulations effectuées sur les différents cas ont permis de mettre en avant la validité des modèles. Les résultats obtenus à l'aide de la simulation sont en corrélation avec les résultats obtenus expérimentalement. Dans le cas des essais d'emboutissage sur le T40 à froid, la corrélation a pu être effectuée sur le profil d'épaisseur mais aussi sur les profils de déformation. Dans le cas des emboutissages sur le TA6V et le Ti6242 à chaud, seuls les profils d'épaisseur ont pu être comparés. Les travaux de recherche ont donc apporté un modèle robuste représentant assez bien la mise en forme des alliages de titane.

Afin de tester la robustesse des modèles et des lois de comportement, une analyse de sensibilité va être appliquée. L'optimisation des procédés de formage importante pour les partenaires industriels va être abordée également dans le chapitre 4.

Chapitre 4 : Vers une optimisation des procédés de formage

4	Vers une optimisation des procédés de formage	118
4.1	Analyse de sensibilité	118
4.2	Corrélation entre essai de traction et épaisseur minimale	121
4.3	Analyse de la covariance des paramètres des lois de comportement	125

4 Vers une optimisation des procédés de formage

Afin de mesurer la robustesse des lois de comportement obtenues définissant les matériaux de l'étude, une analyse de sensibilité a été appliquée. Cela permet de mettre en évidence les effets des minima locaux et globaux sur les différentes variables de la loi de comportement et d'évaluer la robustesse de la loi. Déterminer les paramètres d'une loi de comportement étant une étape fastidieuse, les partenaires industriels ont souhaité pouvoir déterminer à l'aide d'un essai mécanique bien choisi l'épaisseur minimale de la pièce finale sur un formage par emboutissage. Enfin une étude de la covariance des paramètres des lois de comportement est réalisée afin d'analyser l'effet corrélé des paramètres sur la loi de comportement.

4.1 Analyse de sensibilité

Un essai de caractérisation « complexe » a été établi sous Forge®. Une simulation d'un essai d'emboutissage a été choisie en reprenant la loi de comportement phénoménologique définie dans les chapitres précédents (2.42).

Cet essai servant pour l'analyse de sensibilité, les valeurs des différents paramètres de la loi de comportement seront explicités par la suite.

Il s'agit d'un essai d'emboutissage à chaud d'un tronc conique à fond plat (Figure 4.1). Le flan est un disque d'épaisseur 0,5 mm et de diamètre 30 mm. La mesure se fait sur un profil spécifique, profil qui est le plan de symétrie du flan dans l'axe x. Sur cette zone est appliqué un remaillage très fin afin d'améliorer la précision de la mesure (Figure 4.2).

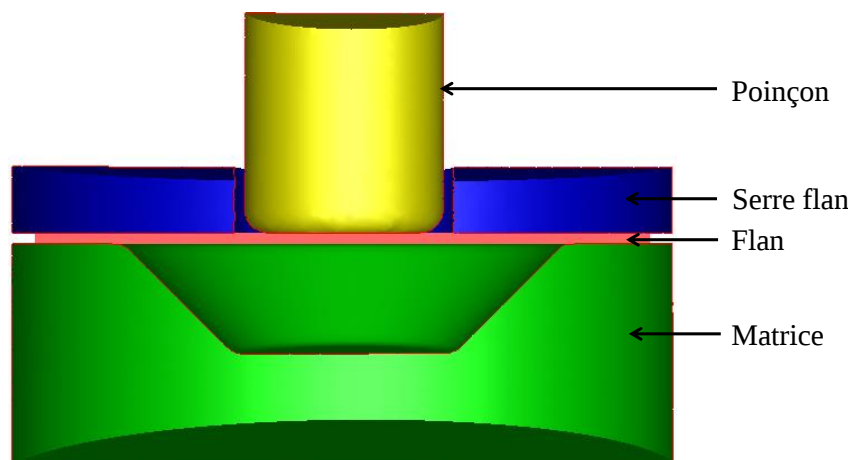


Figure 4.1 – Vue en coupe de l'ensemble du procédé d'emboutissage

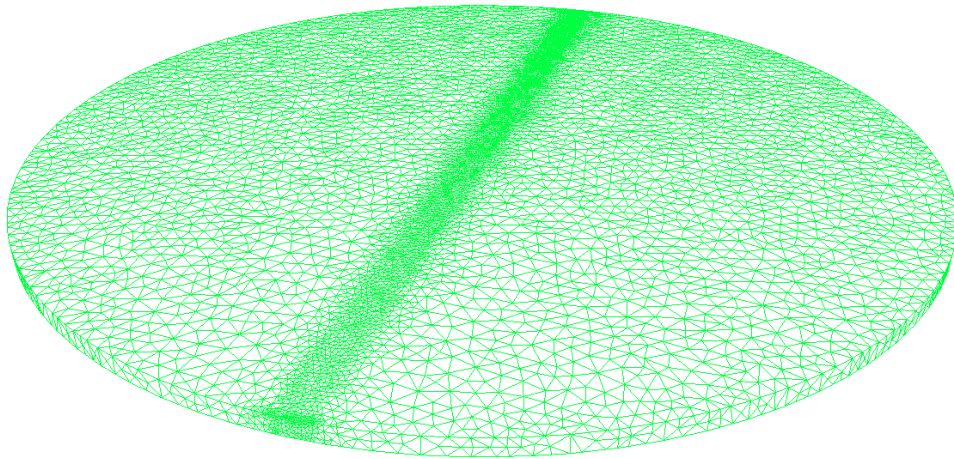


Figure 4.2 – Flan maillé avec zone de remaillage

L'observable utilisée est l'épaisseur. Sur la Figure 4.3, le champ des valeurs d'épaisseur de la pièce une fois mise en forme est présenté.

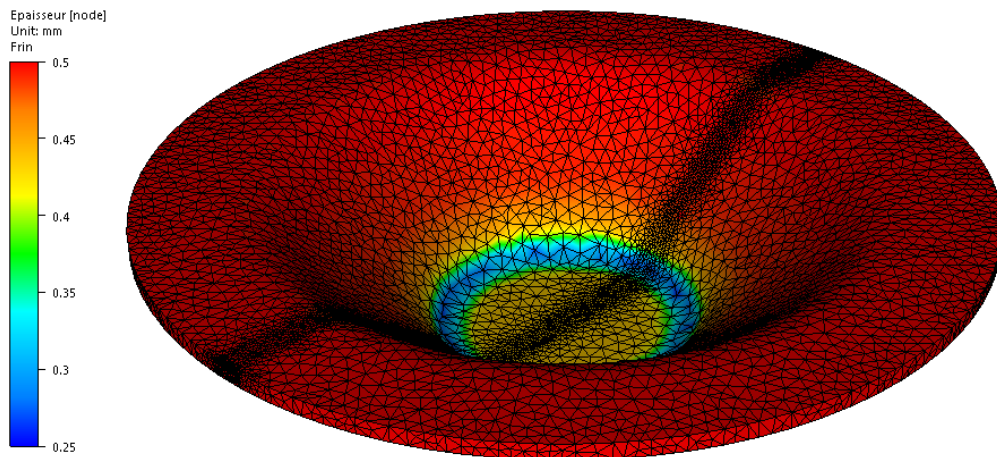


Figure 4.3 - Champ de valeurs d'épaisseur

Le principe de l'étude étant de faire varier les paramètres de la loi de comportement et d'analyser la valeur minimale de l'épaisseur, il n'est pas possible d'utiliser la mesure d'épaisseur par profil comme précédemment car cela serait fastidieux. Afin d'obtenir les valeurs minimales d'épaisseur pour une multitude d'essai, une autre stratégie a été utilisée. Des capteurs ont été placés sur la surface supérieure et inférieure du flan afin d'acquérir des valeurs d'épaisseurs. Ces capteurs ont été placés sur le long du plan de symétrie où le maillage a été raffiné. L'avantage de ces capteurs est qu'ils donnent les valeurs dans un tableau externe, ce qui permet à l'aide d'une programmation python d'obtenir la valeur de l'épaisseur sur le profil à l'endroit où se trouve les capteurs et ainsi de pouvoir calculer aisément l'épaisseur minimale du profil et par simplification, de la pièce.

La première partie de cette étude porte sur la sensibilité de l'épaisseur minimale en fonction des différents paramètres de la loi de comportement. Les valeurs des paramètres ont été choisies aléatoirement entre deux bornes, et ont été déterminées à l'aide d'un moteur de nombres aléatoires de type Mersenne Twister. Tout d'abord, la sensibilité aux valeurs des paramètres K et m_0 ont été étudiés, la surface de réponse interpolée est représentée sur la

Figure 4.4. Le code couleur représente les différentes valeurs de l'épaisseur minimale (en mm) et chaque point noir représente un calcul.

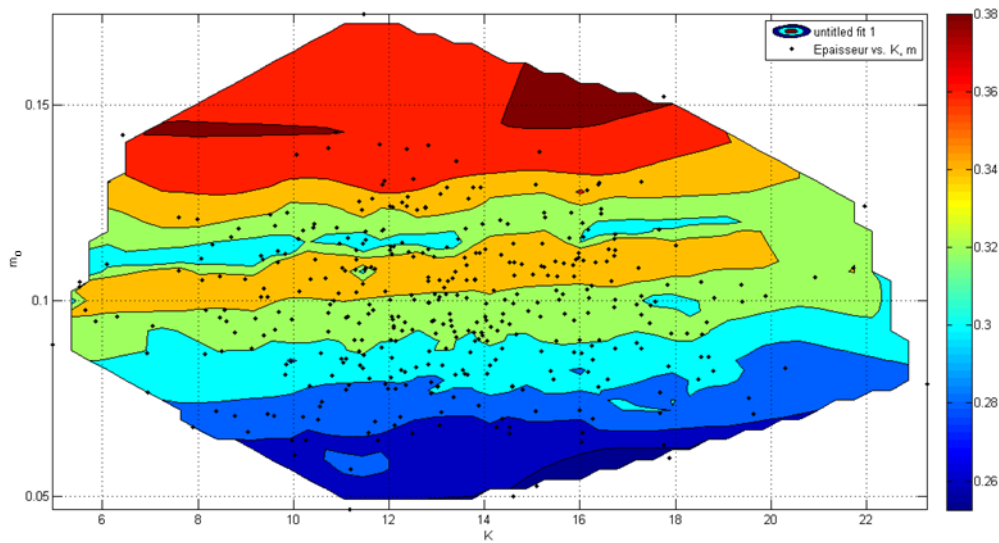


Figure 4.4 - Surface de réponse de l'épaisseur en fonction des paramètres K et m_0 .

L'épaisseur ne semble pas être affectée par le paramètre K comparé au paramètre m_0 . En effet, si l'on prend l'exemple où $m_0 = 0,1$ et que l'on fait varier K entre $K = 6$ et $K = 22$, l'épaisseur ne varie quasiment pas ($0,32 \text{ mm} \leq e \leq 0,33 \text{ mm}$). Néanmoins, si l'on prend le cas où $K = 12$ et que l'on fait varier m_0 entre $m_0 = 0,06$ et $m_0 = 0,15$, l'épaisseur évolue beaucoup ($0,26 \text{ mm} \leq e \leq 0,38 \text{ mm}$).

Par la suite, les paramètres K et n ont été étudiés (Figure 4.5).

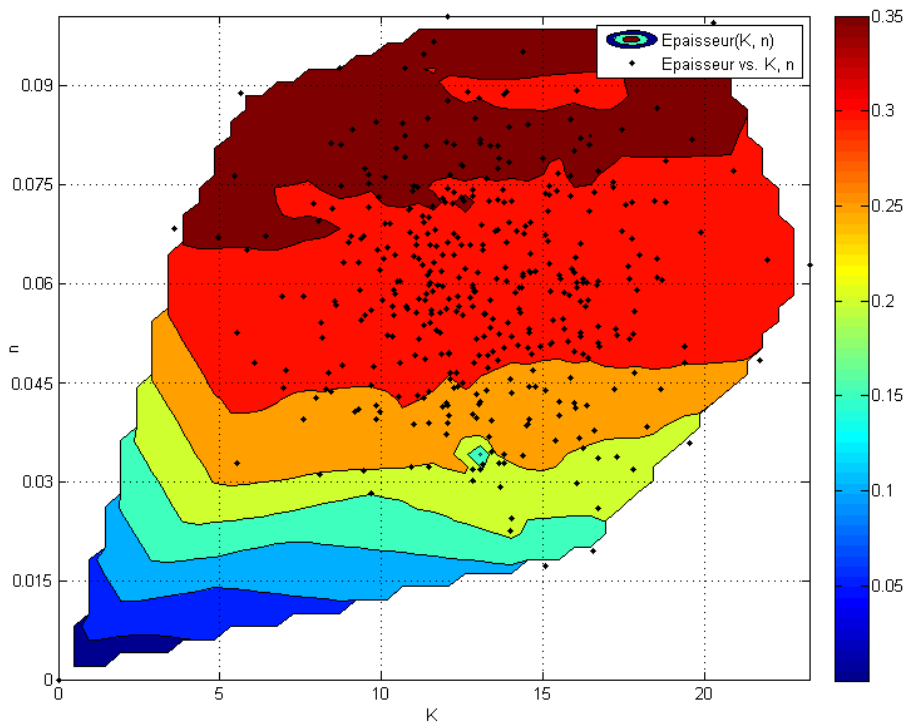


Figure 4.5 - Surface de réponse de l'épaisseur en fonction des paramètres K et n .

L'épaisseur n'est toujours pas affectée par la variation du paramètre K . En effet, en prenant par exemple la valeur $n = 0,06$ et en faisant varier K entre $K = 5$ et $K = 22$, l'épaisseur ne varie pas ($e \cong 0,3 \text{ mm}$). Néanmoins, l'épaisseur semble très sensible à l'évolution du paramètre, lorsque l'on prend une valeur $K = 15$ et que l'on fait varier le paramètre n entre $n = 0,015$ et $n = 1$, l'épaisseur varie sensiblement ($0,15 \text{ mm} \leq e \leq 0,35 \text{ mm}$).

Enfin la dernière analyse de sensibilité porte sur les paramètres n et m_0 (Figure 4.6).

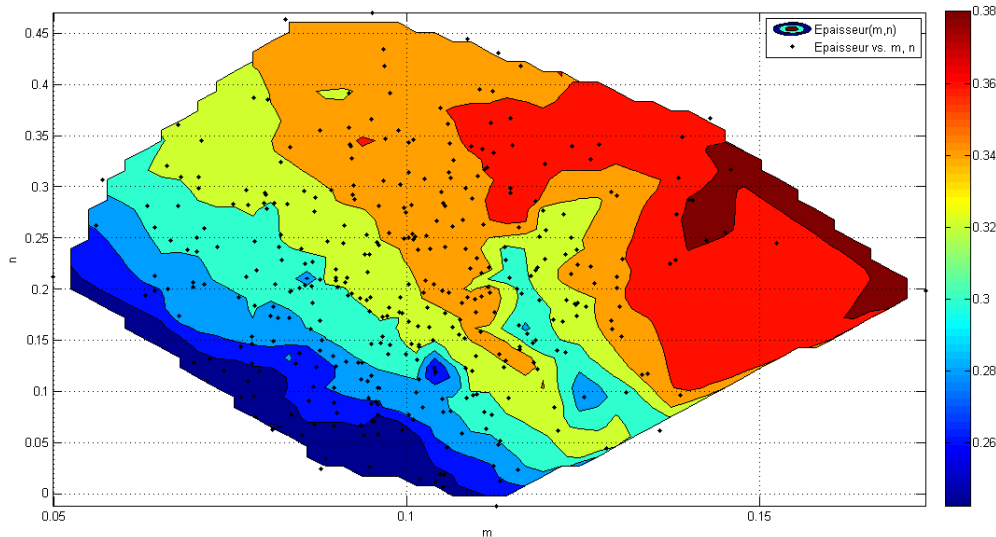


Figure 4.6 - Surface de réponse de l'épaisseur en fonction des paramètres m_0 et n .

Les paramètres n et m_0 sont très influents sur l'épaisseur minimale. Lorsque l'on fixe la valeur $n = 0,25$ et que l'on fait varier le paramètre m_0 entre les valeurs $m_0 = 0,05$ et $m_0 = 0,15$, une forte évolution de l'épaisseur ($0,25 \text{ mm} \leq e \leq 0,38 \text{ mm}$) est observable. De même, si l'on fixe $m_0 = 0,12$ et que l'on fait évoluer le paramètre n entre $n = 0$ et $n = 0,45$, l'épaisseur évolue nettement ($0,25 \text{ mm} \leq e \leq 0,35 \text{ mm}$). Il apparaît donc que dans la gamme de valeurs choisies, le paramètre m_0 est le plus influent.

Cette étude de sensibilité apporte des éléments quant à l'importance des paramètres de loi de comportement sur l'évolution de l'épaisseur minimale. Il apparaît donc au premier abord que le paramètre K n'est pas très influent sur l'épaisseur minimale de la pièce, il pourrait s'agir d'un effet d'échelle et qu'en augmentant le champ de valeur du paramètre K , une plus grande importance de ce paramètre serait notable. Néanmoins ce paramètre K est réaliste uniquement dans la plage étudiée car le paramètre β est très élevé. Ensuite il apparaît que les paramètres n et m_0 sont très importants dans l'étude de l'épaisseur minimale, ce qui amène donc à penser qu'une maîtrise de la déformation et de la vitesse de déformation est essentielle dans la détermination des paramètres de la loi de comportement.

4.2 Corrélation entre essai de traction et épaisseur minimale

Pour cette étude, la loi de comportement du TA6V déterminée précédemment a été utilisée. Une variation des paramètres de la loi de comportement a été appliquée afin de déterminer si la sensibilité de l'épaisseur à ces paramètres pouvait être mise en évidence au cours d'un essai de traction. 500 jeux de paramètres furent établis et appliqués sur l'essai de traction à chaud à

680°C. Les valeurs de force et déplacement furent ensuite recueillies et comparées sur la Figure 4.7.

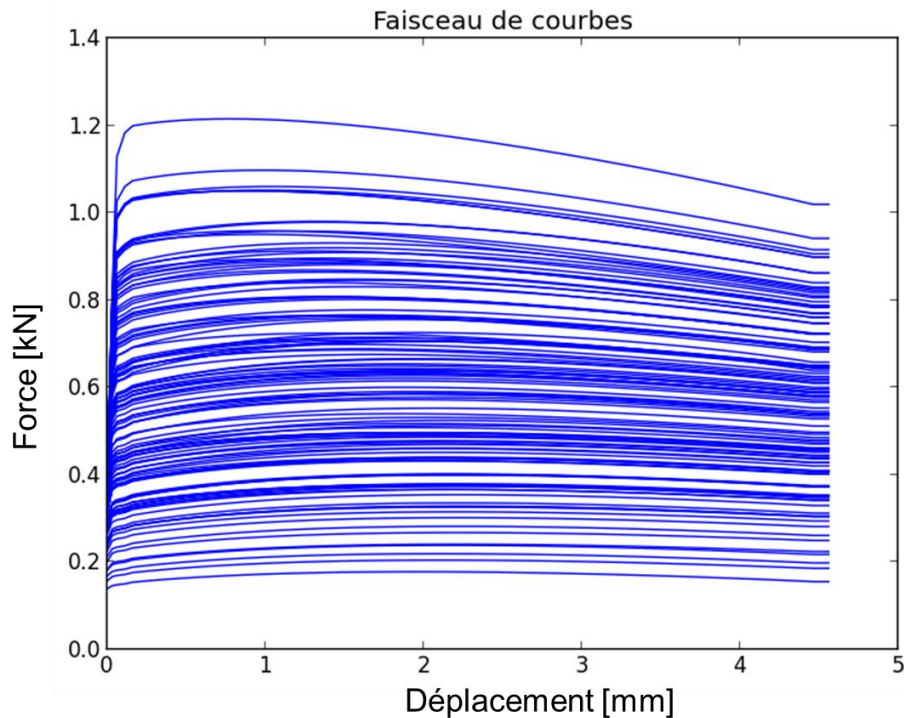


Figure 4.7 - Courbes force-déplacement des différents essais de tractions à chaud

L'étude s'est intéressée à la force maximale de chaque essai. Cet effort maximal fut tout d'abord comparé aux paramètres de sensibilité à la vitesse de déformation m et au coefficient d'érouissage n de la loi de comportement. Une interpolation de chaque effort maximal obtenu amène une surface de valeurs de l'effort maximal en fonction des paramètres m et n (Figure 4.8). Logiquement, plus la valeur des paramètres m et n est élevée, plus l'effort maximal est faible. Il est à noter cependant que l'effort maximal est plus sensible au coefficient n .

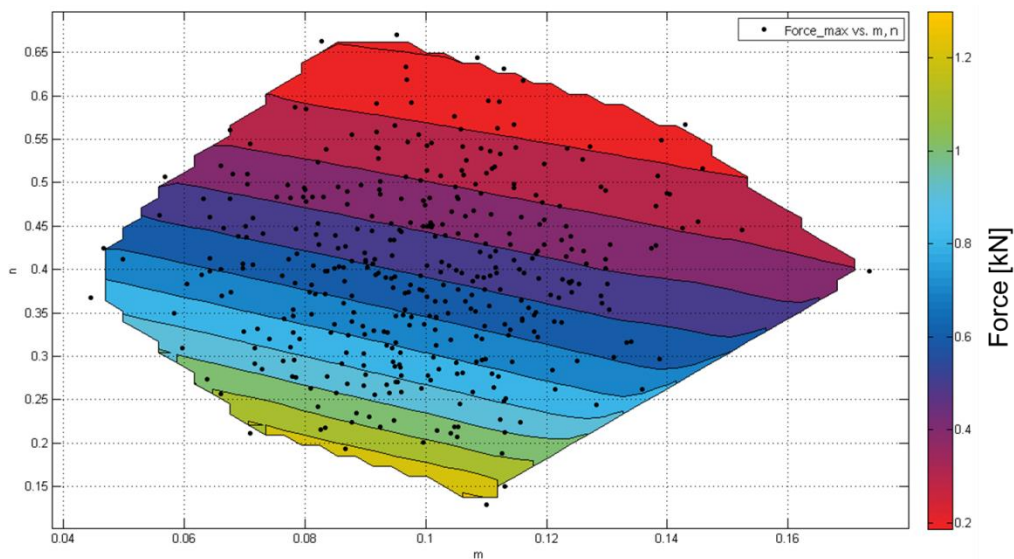


Figure 4.8 - Influence des paramètres m et n sur l'effort maximal de l'essai de traction

Par la suite, l'épaisseur minimale a été mesurée sur le procédé d'emboutissage à chaud avec les mêmes 500 jeux de paramètres précédemment étudiés. Afin de pouvoir analyser l'épaisseur minimale en fonction de la force maximale en faisant varier les paramètres m et n , il est nécessaire d'avoir une équation qui porte tout d'abord l'épaisseur minimale en fonction des paramètres m et n . Pour ce faire, une régression linéaire a été appliquée sur un polynôme de type :

$$e(m, n) = p_{00} + p_{10} \cdot m + p_{01} \cdot n + p_{20} \cdot m^2 + p_{11} \cdot m \cdot n + p_{02} \cdot n^2 \quad (4.1)$$

Où $e(m, n)$ est l'épaisseur en fonction des paramètres m et n . Les paramètres obtenus par régression ainsi que le domaine de confiance sont :

- $p_{00} = -0.2903$ $(-0.3076, -0.2729)$;
- $p_{10} = 4.589$ $(4.376, 4.802)$;
- $p_{01} = 1.371$ $(1.327, 1.414)$;
- $p_{20} = -8.496$ $(-9.329, -7.663)$;
- $p_{11} = -4.048$ $(-4.327, -3.768)$;
- $p_{02} = -0.8597$ $(-0.8971, -0.8224)$.

Concernant la qualité de l'ajustement, il a été obtenu :

- La somme des carrés des résidus : $SCR = 0.005929$;
- $R^2 = 0.9861$;
- La racine carrée de l'erreur quadratique moyenne : $RMSE = 0.004053$.

La fonction e est représentée sur la Figure 4.9.

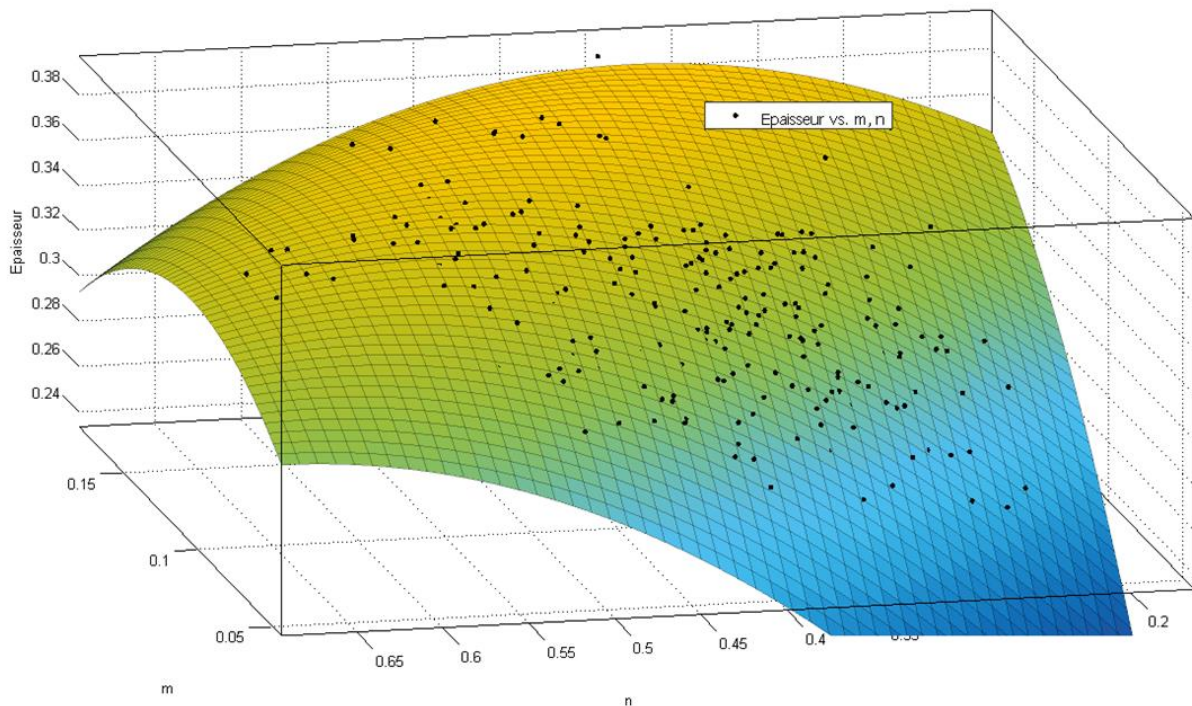


Figure 4.9 - Epaisseur minimale en fonction des paramètres m et n

Une fois l'épaisseur minimale déterminée en fonction des paramètres m et n à l'aide des 500 jeux de paramètres, la même technique est utilisée pour obtenir l'effort maximal en fonction des paramètres m et n sur l'essai de traction. Une régression linéaire a été appliquée sur un polynôme de type :

$$f(m, n) = p_{00} + p_{10} \cdot m + p_{01} \cdot n + p_{20} \cdot m^2 + p_{11} \cdot m \cdot n + p_{02} \cdot n^2 \quad (4.2)$$

Où $f(m, n)$ est la force maximale en fonction des paramètres m et n . Les paramètres obtenus par régression ainsi que le domaine de confiance sont :

- $p_{00} = 2.598$ (2.592, 2.603) ;
- $p_{10} = -8.769$ (-8.841, -8.696) ;
- $p_{01} = -5.044$ (-5.059, -5.03) ;
- $p_{20} = 7.828$ (7.519, 8.137) ;
- $p_{11} = 10.26$ (10.16, 10.36) ;
- $p_{02} = 2.441$ (2.428, 2.455)

Concernant la qualité de l'ajustement, il a été obtenu :

- La somme des carrés des résidus : $SCR = 0.001175$;
- $R^2 = 0.9999$;
- La racine carrée de l'erreur quadratique moyenne : $RMSE = 0.001727$.

La fonction f est représentée sur la Figure 4.10.

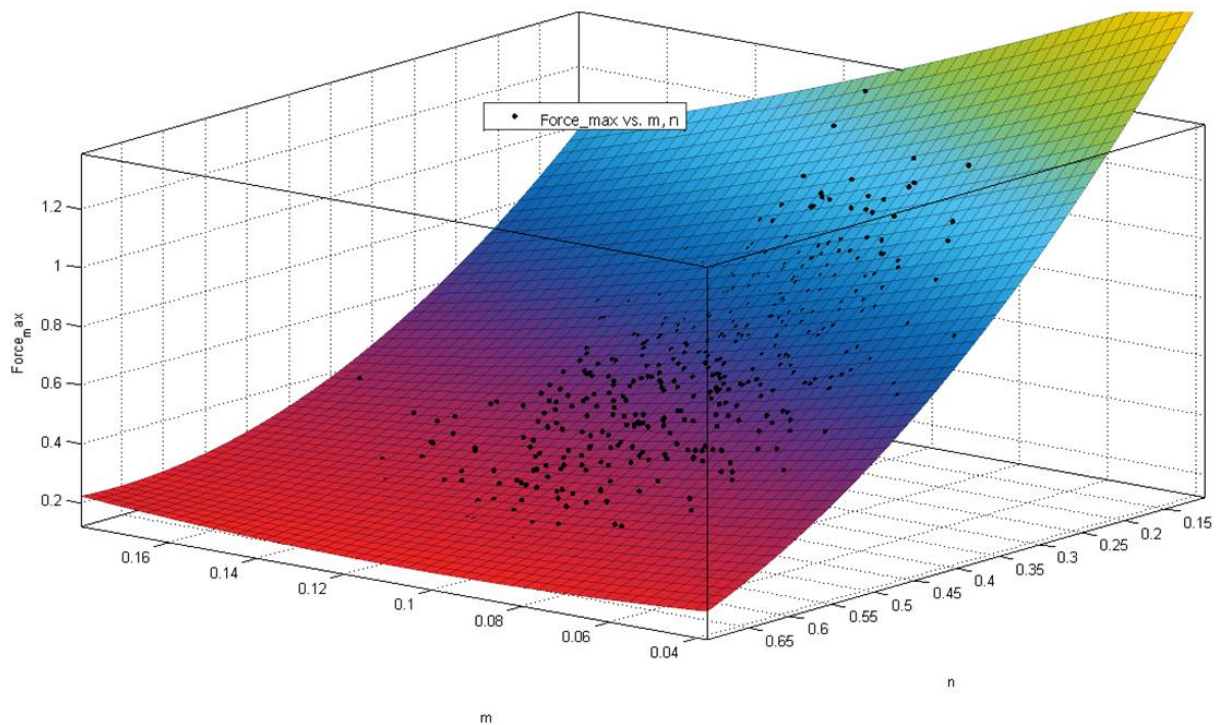


Figure 4.10 - Force maximale en fonction des paramètres m et n

Une fois que l'épaisseur minimale et la force maximale en fonction des paramètres m et n sont définies, il est possible de dériver la fonction de la force maximale par rapport à la fonction de l'épaisseur minimale afin de déterminer si la force maximale peut être corrélée à

l'épaisseur minimale. La dérivée de ces fonctions a été effectuée en fonction des paramètres m et n , cependant il apparaît qu'il n'y a pas de corrélation (Figure 4.11).

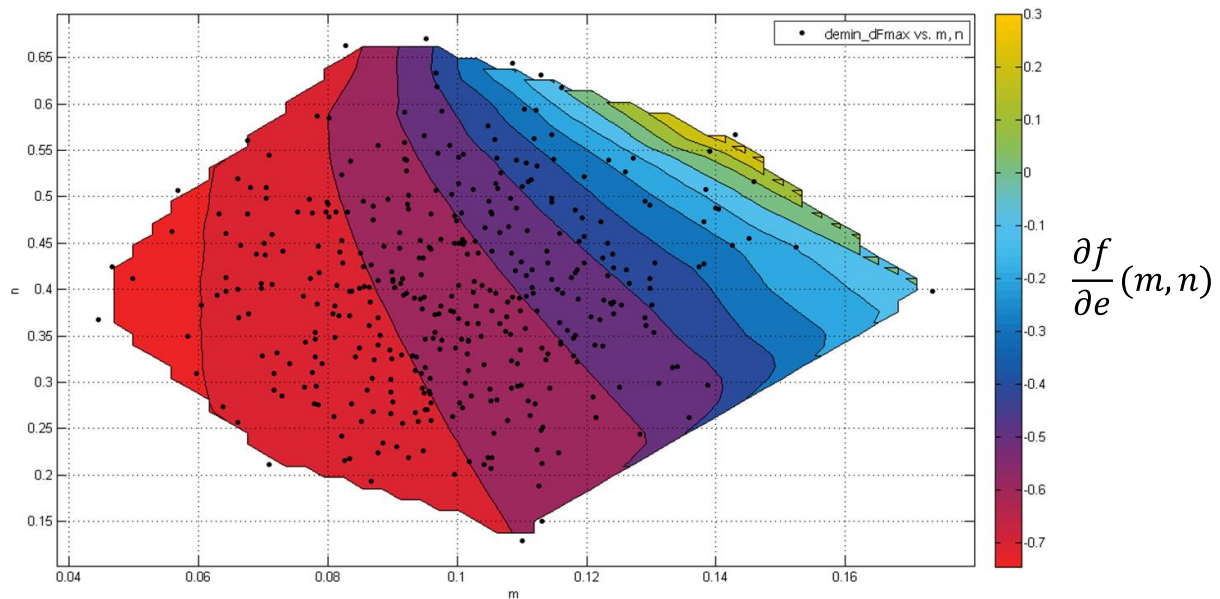


Figure 4.11 - Dérivée de la fonction force par rapport à la fonction épaisseur en fonction des paramètres m et n

Cette non corrélation peut s'expliquer par différentes raisons, d'une part car l'information d'effort maximal sur l'essai de traction est très réductrice, d'autre part l'épaisseur minimale de l'essai d'emboutissage ne subit pas le même chemin de déformation que l'essai de traction. Il pourrait être intéressant de tester la corrélation entre un essai de gonflage de flan hémisphérique avec l'épaisseur minimale mesurée sur un essai d'emboutissage.

4.3 Analyse de la covariance des paramètres des lois de comportement

La relation entre les différents paramètres d'une loi de comportement est étudiée. La loi de comportement étudiée est la même que celle utilisée dans la partie précédente (2.42).

L'utilisation du logiciel MOOPI (défini dans le chapitre 2) appliqué à la simulation de traction à chaud d'un TA6V a permis l'obtention de paramètres optimaux suivant les essais expérimentaux effectués sur les alliages des partenaires industriels de l'étude. Les paramètres optimaux obtenus sont les suivants :

- $K = 4,5 \text{ MPa.s}^m$;
- $n = 0,06$;
- $\beta = 4764$;
- $m_0 = 0,12$;
- $m_1 = 2,14.10^{-9}$.

La valeur de la fonction coût obtenue pour le choix de ces paramètres est de 0,011. L'analyse des surfaces de réponses pour l'obtention de cette fonction coût minimale n'est pas aisée étant donné que l'on fait varier 5 paramètres.

Une nouvelle analyse a été effectuée en ne faisant varier que 2 paramètres à la fois afin d'analyser les corrélations entre les paramètres ainsi que les minima locaux et globaux.

Sur la Figure 4.12, la surface de réponse de la fonction coût en fonction des paramètres K et m_0 est représentée.

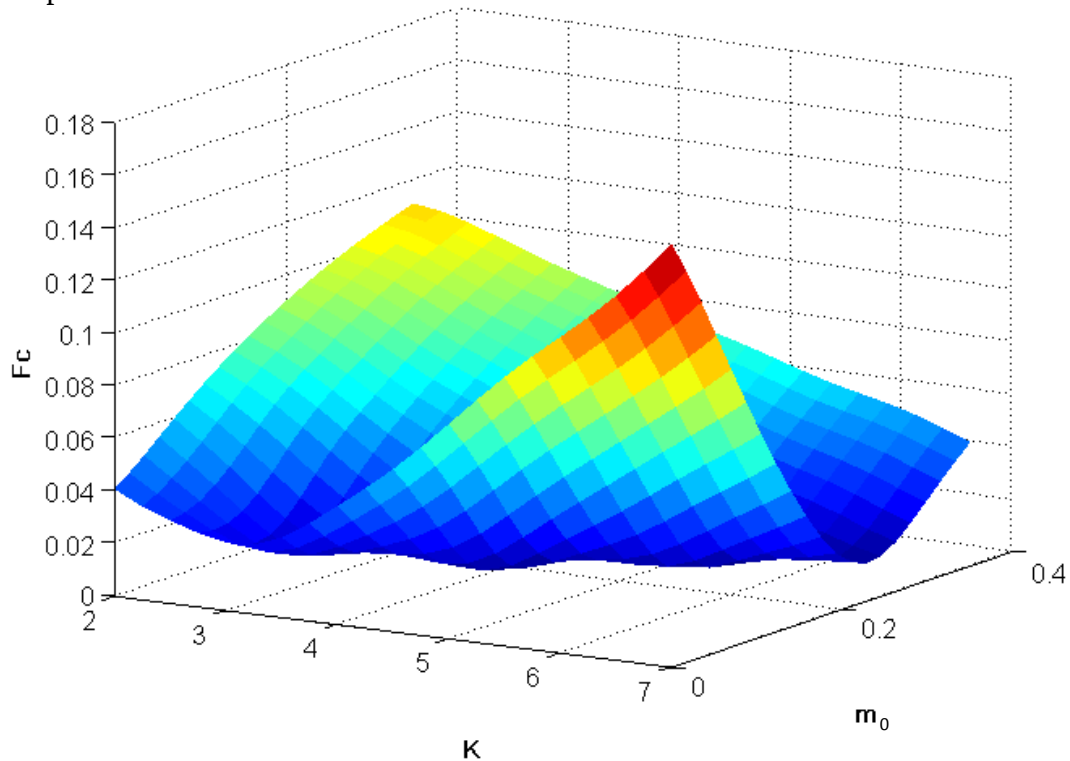


Figure 4.12 - Surface de réponse de la fonction coût avec les paramètres K et m_0 comme variables

Une tendance se dessine mais il n'est pas simple de bien visualiser où se trouve le minimum global. C'est pourquoi une visualisation en contour (un graphique contour présente une vue 2D du graphique en surface du dessus, similaire à une carte topographique 2D, les lignes d'un graphique contour relient des points interpolés de valeur égale) a été choisie plutôt qu'en surface 3D (Figure 4.13).

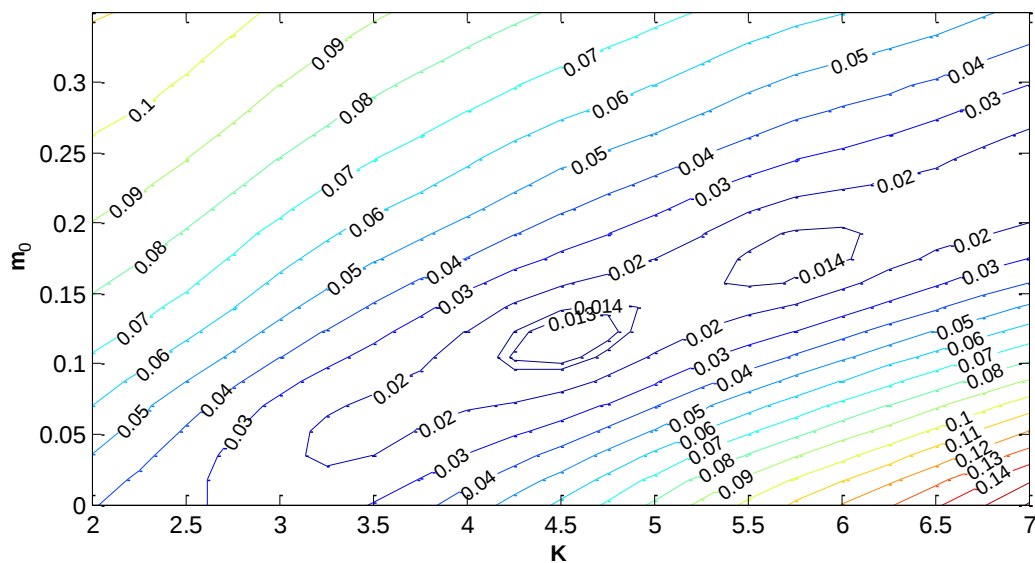


Figure 4.13 - Surface de réponse en visualisation contour de la fonction coût en fonction des paramètres K et m_0

La valeur minimale de la fonction coût en fonction des paramètres est bien visible au niveau des valeurs $K = 4,5 \text{ MPa.s}^m$ et $m_0 = 0,12$. Néanmoins, un minimum local aux valeurs $K = 5,75 \text{ MPa.s}^m$ et $m_0 = 0,175$ est notable. Ce cas est très intéressant car il met en exergue l'intérêt de l'utilisation de l'algorithme de krigeage utilisé dans MOOPI. En effet, sans l'algorithme de krigeage, il aurait été possible que l'algorithme se focalise sur cette zone de valeurs afin de déterminer le minimum de la fonction et passer à côté de la zone du minimum global. Sur la surface de réponse se dessine une tendance, en effet sur les valeurs de la droite $m_0(K) = 0,05K - 0,125$, la fonction coût est minimale. En dehors de cette tendance, les valeurs de la fonction coût augmentent rapidement.

Ensuite, la corrélation entre les paramètres m_0 et n a été étudiée. La surface de réponse de la fonction coût en fonction des paramètres m_0 et n est représentée sur la Figure 4.14.

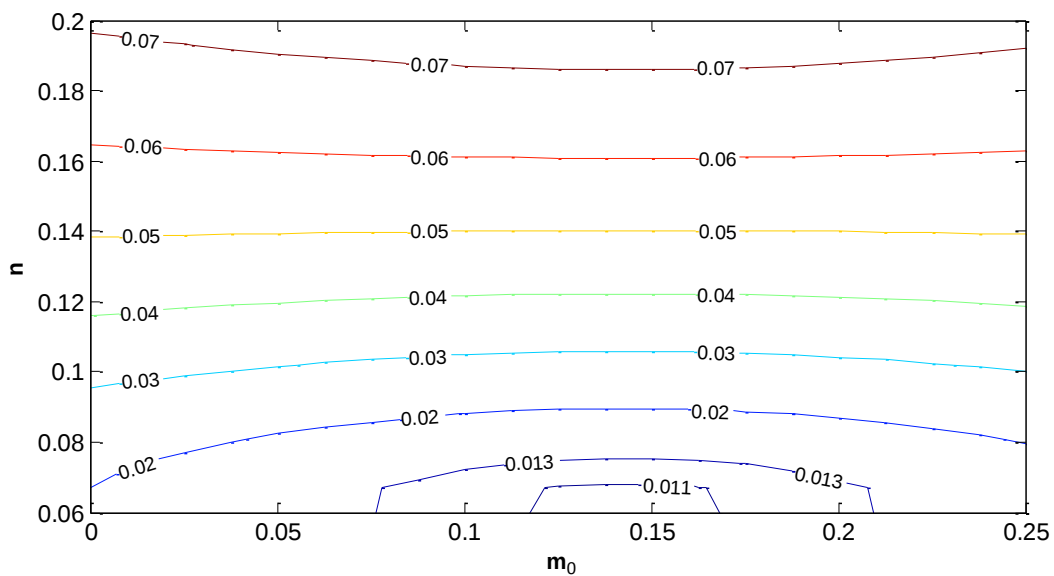


Figure 4.14 - Surface de réponse de la fonction cout en fonction des paramètres m_0 et n

Contrairement à la corrélation entre les paramètres K et m_0 , ici le minimum de la fonction coût est bien visible. Il n'y a pas de minima locaux qui auraient pu fausser l'algorithme. Dans le cas de la corrélation entre les paramètres m_0 et n , il apparait que la fonction coût est minimisée avec les valeurs des paramètres $m_0 = 0,12$ et $n = 0,06$. Cette surface de réponse met en avant l'importance du paramètre n , plus influent que le paramètre m_0 . La variation du paramètre m_0 ne modifie que légèrement la valeur de la fonction coût, contrairement au paramètre n .

Ensuite, la corrélation entre les paramètres K et n a été étudiée. La surface de réponse de la fonction coût en fonction des paramètres K et n est visible sur la Figure 4.14 et la Figure 4.15.

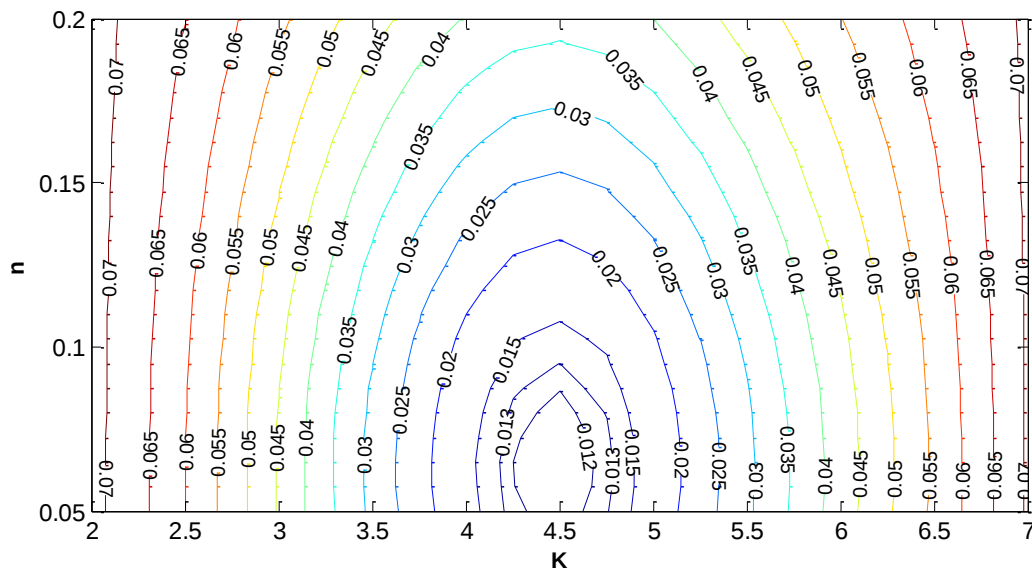


Figure 4.15 - Surface de réponse de la fonction coût en fonction des paramètres K et n

Le minimum de la fonction coût en faisant varier uniquement les paramètres K et n est très marqué. Le minimum de la fonction se trouve en $K = 4,5$ et $n = 0,06$. Il est remarquable que le paramètre K est plus influent que le paramètre n . L'influence du paramètre n semble être plus important quand la valeur de K tend vers $K = 4,5$.

La robustesse des lois de comportement obtenues définissant les matériaux de l'étude a été étudiée à l'aide d'une analyse de sensibilité. Cela a permis de mettre en évidence les effets de minima locaux et globaux sur les différentes variables de la loi de comportement et d'évaluer la robustesse de la loi. Différentes tendances ont été mesurées sur les effets des paramètres K , n et m sur l'épaisseur minimale mesurée lors d'un essai expérimental d'emboutissage. Une étude numérique sur l'épaisseur minimale mesurée durant un essai de traction a été effectuée afin de mettre en évidence les caractéristiques de formage utilisables facilement par les industriels pour le choix de matériaux lors de l'étape de la conception. Les essais de traction n'ont pas permis de mettre en évidence l'effet recherché sur l'épaisseur. Une étude de la covariance des paramètres des lois de comportement a été réalisée afin d'analyser l'effet corrélé des paramètres sur la loi de comportement. L'étude de la covariance a permis de valider à nouveau les paramètres obtenus lors de l'analyse inverse mais a permis aussi de mettre en évidence les effets de minima globaux et locaux.

Cette étude a permis de valider la robustesse de la loi de comportement utilisée mais aussi d'apporter des informations sur la relation entre les différents paramètres de la loi de comportement. L'étude sur l'essai de traction qui devait permettre l'obtention d'un observable simple afin de faciliter le choix du matériau lors du choix de la gamme de formage n'a pas abouti. Il serait intéressant de reproduire cette étude sur un essai plus représentatif tel qu'un essai de gonflage. L'étude sur la covariance fut riche en information, il serait envisageable de reproduire cette étude sur d'autres paramètres et à une autre échelle afin de mettre en exergue des relations entre ces paramètres et faciliter ainsi l'obtention des paramètres optimaux des lois de comportement.

Conclusions et perspectives

5 Conclusions et perspectives

Le but de cette étude était de simuler par éléments finis la mise en forme à froid à et à chaud d'alliages de titane.

Les alliages de titane ont une microstructure et un comportement complexes qui évoluent en fonction de la température, de la déformation, mais aussi de la vitesse de déformation, il est donc difficile de déterminer une loi de comportement fiable sur une large plage de sollicitations. Le choix d'une loi de comportement macroscopique élasto-viscoplastique thermodépendante est donc nécessaire pour représenter le procédé de formage à chaud dans une plage de température pertinente. Différentes lois de comportement répondaient aux besoins du projet, mais la loi de comportement d'Adinel Gavrus est la plus appropriée.

Souvent négligée à haute température, l'anisotropie à chaud du TA6V et du Ti6242 a été étudiée. Les résultats ont mis en évidence le fait que les alliages de titane TA6V et Ti6242 sont anisotropes à haute température et que l'anisotropie à chaud du TA6V et du Ti6242 peuvent être représentée à l'aide du critère de plasticité Hill48.

Afin de déterminer le comportement mais aussi l'anisotropie du matériau, l'éprouvette doit être visible lors des essais de traction afin d'utiliser la corrélation d'images pour obtenir les champs de déformation locaux et ainsi obtenir l'évolution des coefficients d'anisotropie au cours de l'essai. Ne pouvant utiliser les fours pour chauffer la pièce car les fours qui chauffent jusqu'à 700°C ne possèdent pas de vitre et cela rend impossible la visualisation à l'intérieur du four, le développement d'un procédé de chauffe à haute température des alliages de titane s'est révélé nécessaire. Pour ce faire, le procédé de chauffage par effet joule a été utilisé, la machine de traction a exigé de multiples modifications afin d'être isolée électriquement. Le chauffage par effet joule est finalement une solution efficace pour effectuer des essais de traction à chaud tout en visualisant l'éprouvette.

L'analyse inverse a permis d'utiliser les données d'entrée des essais de traction afin d'identifier les différents paramètres de la loi de comportement développée par Adinel Gavrus. D'autre part, la corrélation d'images couplée aux essais de traction a permis l'obtention des valeurs du critère d'anisotropie plastique de Hill48. La mesure des coefficients d'anisotropie à 0°, 22.5°, 45°, 77.5° et 90° a mis en exergue le fait que le critère de Hill48 était pertinent pour la modélisation de la mise en forme du TA6V ainsi que du Ti6242 à haute température.

La mise en forme du godet à fond plat ainsi que des pièces industrielles a permis d'avoir des cas concrets de mise en forme ainsi que d'identifier les problèmes récurrents dans la mise en forme de produits minces à chaud comme à froid. La modélisation de ces différents essais a été réalisée sous le logiciel FORGE®, la corrélation d'images 3D a pu être utilisée sur le cas de l'emboutissage à froid de godet à fond plat afin de comparer les valeurs de déformation. Néanmoins la corrélation d'images 3D n'est pas utilisable sur les cas d'emboutissage à chaud. Il a donc fallu utiliser un autre observable. Nous avons choisi pour cela la distribution

d'épaisseur le long de différents profils de chaque pièce. Les résultats obtenus sont très positifs mettant en avant la pertinence de la simulation numérique. Il pourrait être intéressant dans des travaux futurs de modifier le marquage sur la tôle ou même de travailler sur le lubrifiant dans le cas de l'emboutissage à chaud afin de pouvoir analyser les déformations à l'aide de la corrélation d'images 3D sans subir la dégradation de la surface liée au procédé.

Nous avons ensuite étudié l'optimisation des processus de formage suivant différents angles. L'optimisation manuelle de la géométrie fut pertinente, à l'aide d'une modification simple de la géométrie initiale du flan, le procédé de formage a pu être réalisé en une passe au lieu de deux. L'analyse de sensibilité des paramètres de la loi de comportement a permis de mettre en avant l'importance des coefficients de la loi de comportement en plus de leurs impacts sur l'épaisseur minimale lors d'un essai d'emboutissage. La corrélation entre essai de traction et épaisseur minimale sur l'essai d'emboutissage n'a pas donné les résultats escomptés, les données d'entrée utilisées suite aux essais de traction n'étaient certainement pas suffisantes pour être corrélées à l'épaisseur minimale obtenue au cours d'un essai d'emboutissage. Enfin l'étude de la covariance des paramètres des lois de comportement a permis d'étudier en profondeur les surfaces de réponses issues de l'analyse inverse tout en mettant en évidence les impacts des minimums locaux et globaux lors de la minimisation de la fonction coût. Dans des travaux futurs, il pourrait être intéressant d'approfondir l'étude de corrélation entre un essai « simple » de caractérisation et l'épaisseur minimale d'une pièce emboutie, comme par exemple un essai de gonflage qui permettrait d'avoir des données d'entrée plus sophistiquées.

Références

- Banabic, D., 2010. *Sheet Metal Forming Processes*, Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg.
- Barlat, F., Lege, D.J. & Brem, J.C., 1991. A six-component yield function for anisotropic materials. *International Journal of Plasticity*, 7(7), pp.693–712.
- Benjamin, D. & Kirkpatrick, C.W., 1980. Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials, and Special-Purpose Materials. In *Metals Handbook*.
- Boyer, R., Welsh, G. & Collings, E.W., 1994. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM.
- Briottet, L., Ambard, A. & Guichard, D., 2001. Ti-6Al-4V plastic deformation at low temperatures: a FEM analysis beyond the onset of instability. *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, 9(4), pp.259–277.
- Brooks, C.R., 1981. Principles of Heat Treating of Nonferrous Alloys. In *ASM Handbook: Heat Treating*. pp. 2043–2071.
- Chenot, J. et al., 2012. Optimization of Metal Forming Processes for Improving Final Mechanical Strength To cite this version : In *XI International Conference on Computational Plasticity. Fundamentals and Applications*.
- Chichili, D.R., Ramesh, K.T. & Hemker, K.J., 1998. The High-Strain-Rate Response of Alpha-Titanium: Experiments, Deformation Mechanisms and Modeling. *Acta Materialia*, 46(3), pp.1025–1043.
- Cockcroft, M.G. & Latham, D.J., 1968. Ductility and the workability of metals. *Journal of the Institute of Metals*, 96(1), pp.33–39.
- Collings, E.W., 1994. *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM.
- Combres, Y., 2013. Propriétés du titane et de ses alliages. *Techniques de l'ingénieur*, 33(0).
- Conrad, H., Doner, M. & Meester, B. de, 1973. *Titanium Science and Technology*, Plenum Press and TMS-AIME.
- Daridon, L., Oussouaddi, O. & Ahzi, S., 2004. Influence of the material constitutive models on the adiabatic shear band spacing: MTS, power law and Johnson–Cook models. *International Journal of Solids and Structures*, 41(11-12), pp.3109–3124.
- Delalleau, A. et al., 2008. A nonlinear elastic behavior to identify the mechanical parameters of human skin in vivo. *Skin research and technology : official journal of International Society Bioengineering and the Skin (ISBS)*, 14(2), pp.152–64.

Dotson, C.L., 1967. Mechanical and Thermal Properties of High-temperature Titanium Alloys,

G. Welsch, 1974. Military Handbook: Titanium and Titanium Alloys,

Gao, C.Y., Zhang, L.C. & Yan, H.X., 2011. A new constitutive model for HCP metals. *Materials Science and Engineering: A*, 528(13-14), pp.4445–4452.

Gavrus, A., 1996. Identification automatique des paramètres rhéologiques par analyse inverse. Ecole des Mines de Paris.

Guibert, G., 2004. Etude par des méthodes nucléaires et physico-chimiques de la contamination des tissus situés autour de biomatériaux métalliques implantés. Mesure de la contribution à la toxicité par la radioactivité résiduelle de plusieurs biomatériaux. Université Blaise Pascal.

Hill, R., 1948. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society London A*, 193, pp.281–297.

Hodge, A.W. & Maykuth, D.J., 1968. Properties of New High-Temperature Titanium Alloys. *Defense Metals Information Center*, p.48.

Hust, J.G. & Clark, A.F., 1973. A survey of compatibility of materials with high pressure oxygen service. *Cryogenics*, 13(6), pp.325–336.

Jiao, L., Miaoquan, L. & Weixin, Y., 2010. Microstructure Evolution during High Temperature Deformation of Ti-6Al-4V Alloy. *Rare Metal Materials and Engineering*, 39(8), pp.1323–1328.

Johnson, G.R. & Cook, W.H., 1985. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(1), pp.31–48.

Jones, D.R., Schonlau, M. & William, J., 1998. Efficient Global Optimization of Expensive Black-Box Functions. *Journal of Global Optimization*, 13, pp.455–492.

Khan, a et al., 2007. Effect of oxygen content and microstructure on the thermo-mechanical response of three Ti-6Al-4V alloys: Experiments and modeling over a wide range of strain-rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 23(7), pp.1105–1125.

Kim, J.H., Semiatin, S.L. & Lee, C.S., 2005. Constitutive analysis of the high-temperature deformation mechanisms of Ti-6Al-4V and Ti-6.85Al-1.6V alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 394(1-2), pp.366–375.

Kimura, H. & Izumi, O., 1980. *Titanium 80', Science and Technology*, TMS/AIME.

Larson, F. & Zarkades, A., 1974. *Properties of Textured Titanium Alloys*, Columbus.

Lee, W. & Lin, C., 1998. Plastic deformation and fracture behaviour of Ti-6Al-4V alloy loaded with high strain rate under various temperatures. *Materials Science and Engineering: A*, 241, pp.48–59.

Lee, W.-S. & Lin, C.-F., 1998. High-temperature deformation behaviour of Ti6Al4V alloy evaluated by high strain-rate compression tests. *Journal of Materials Processing Technology*, 75(1-3), pp.127–136.

Majorell, A., Srivatsa, S. & Picu, R.C., 2002. Mechanical behavior of Ti – 6Al – 4V at high and moderate temperatures — Part I: Experimental results. *Materials Science and Engineering: A*, 326, pp.297–305.

Merklein, M. et al., 2013. Analysis of the Deformation Behavior of Ti-6Al-4V at Elevated Temperatures. *Key Engineering Materials*, 554-557, pp.29–32.

Michno, M.J. & Findley, W.N., 1976. An historical perspective of yield surface investigations for metals. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 11(1), pp.59–82.

Von Mises, R. V., 1928. Mechanics of plastic deformation of crystals. *für Angewandte Mathematik und Mechanik*, 8, pp.161–185.

Motte, F. et al., 1976. A Comparative Study of the Oxidation with Water Vapor of Pure Titanium and of Ti-6Al-4V. , 10(2).

Nemat-Nasser, S. et al., 2001. Dynamic response of conventional and hot isostatically pressed Ti-6Al-4V alloys: experiments and modeling. *Mechanics of Materials*, 33(8), pp.425–439.

Odenberger, E., 2009. *Concepts for Hot Sheet Metal Forming of Titanium Alloys*. Luleå University of Technology SE-971.

Olszak, W. & Urbanowski, W., 1956. The orthotropy and the non-homogeneity in the theory of plasticity. *Polska Archiwum Mechaniki Stosowanej*, 8, pp.85–110.

Poquillon, D., Armand, C. & Huez, J., 2013. Oxidation and Oxygen Diffusion in Ti – 6al – 4V Alloy : Improving Measurements During Sims Analysis by Rotating the Sample. , pp.249–259.

Prasad, Y.V.R.K. et al., 2001. A Study of Beta Processing of Ti-6Al-4V: Is it Trivial? *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123(3), p.355.

Revil, B.-B., 2010. Simulation du comportement mécanique des alliages de titane pour les procédés de mise en forme à froid. Mines Paristech.

Seo, S., Min, O. & Yang, H., 2005. Constitutive equation for Ti-6Al-4V at high temperatures measured using the SHPB technique. *International Journal of Impact Engineering*, 31(6), pp.735–754.

Warchomicka, F. et al., 2010. Microstructure Evolution During Hot Deformation Of Ti-6Al-4V Double Cone Specimens. *International Journal of Material Forming*, 3, pp.215–218.

- Wech, P., Radtke, L. & H.J., B., 1983. Comparison of plastic anisotropy parameters. *Sheet Metal Industries*, 60, pp.594–597.
- Woodthorpe, J. & Pearce, R., 1970. The anomalous behaviour of aluminium sheet under balanced biaxial tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 12(4), pp.341–347.
- Yanagida, a. & Azushima, A., 2009. Evaluation of coefficients of friction in hot stamping by hot flat drawing test. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, 58(1), pp.247–250.
- Zarkades, A. & Larson, F.R., 1970. *The Science, Technology, and Application of Titanium*, Pergason Press.
- Zerilli, F.J. & Armstrong, R.W., 1987. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 61(5), p.1816.
- Zyczkowski, M., 1981. *Combined loadings in the theory of plasticity*, Warsaw: Polish Scientific Publishers.

Résumé

Ce travail de thèse porte sur la modélisation numérique du procédé d'emboutissage du titane à chaud et à froid, ainsi que la mise en place d'une démarche sur la modélisation de la variabilité visant à aboutir à des avancées numériques significatives et à la mise au point d'outils performants dans ce domaine. Simuler le procédé d'emboutissage du titane et de ses alliages commence tout d'abord par la compréhension du matériau. Les points de vue macroscopique et microscopique des matériaux permettent le choix des lois de comportement et des critères de plasticité utilisés dans la simulation. Les paramètres de la loi de comportement seront obtenus par analyse inverse. Par la suite, les essais de formage de godet à fond plat ainsi que l'emboutissage de pièces industrielles sont exposés. Une fois les essais présentés, la modélisation numérique à l'aide du logiciel de mise en forme par éléments finis FORGE® est détaillée, puis utilisée afin de simuler. Nous abordons ensuite l'optimisation des processus de formage avec dans un premier temps une optimisation paramétrique de la géométrie. Ensuite, une analyse numérique sur la sensibilité des résultats d'une simulation d'emboutissage par rapport aux paramètres de la loi de comportement est effectuée. L'étude se termine sur l'optimisation par une analyse de la covariance des paramètres des lois de comportement en mettant en avant l'importance des minima locaux et globaux.

Mots Clés

Titane, formage, emboutissage, simulation, méthode éléments finis, analyse inverse, corrélation d'images 3D, variabilité

Abstract

This study deals with the numerical modeling of hot and cold deep drawing of titanium, as well as the development of a way to model the variability in order to achieve significant advances in this area. Simulate deep drawing process of titanium and its alloys starts with the understanding of the material. The macroscopic and microscopic points of view of materials allow the choice of the behavior law and the plasticity criterion used in the simulation. Behavior law parameters will be obtained by inverse analysis. Subsequently, the cup forming test with a flat bottom and stamping industrial parts are exposed. Once the tests presented, numerical modeling using the forming software FORGE® is detailed and then used to simulate. Then we discuss the optimization of the initial geometry of the forming process with a parametric optimization. Furthermore, a numerical analysis on the sensitivity of the results of a deep drawing simulation with respect to the behavior of the law parameters is performed. The study concludes with optimization by analysis of covariance constitutive laws parameters highlighting the importance of local and global minima.

Keywords

Titanium, forming, deep drawing, simulation, finite element method, inverse analysis, 3D digital image correlation, variability