

Remerciements

Je tiens à remercier M. Philippe Poncin, la société MINITUBES et le laboratoire 3S pour m'avoir accueillie et m'avoir donné les moyens de réaliser cette thèse.

Je remercie Michel Suery, président du jury et MM. Robert Arrieux et Pierre-Yves Manach d'avoir accepté de rapporter ce manuscrit.

J'adresse particulièrement mes remerciements à mes encadrants qui m'ont guidée pendant ces 3 ans :

- Grégory Chagnon, pour sa présence et ses conseils ces 4 dernières années,
- Denis Favier, pour ses conseils toujours avisés. Désolé, le NiTi ce sera pour le prochain,
- Christophe Millet, à l'origine du projet modélisation à Minitubes,
- Philippe Comte-Gaz, pour la deuxième année,
- Christel Plaideau, dernière arrivée, pour leur investissement.

Merci à tous pour vos nombreuses relectures et votre soutien, même quand je vous ai appris que je comptais finir ma thèse à l'heure !

Merci à tous ceux qui ont participé de près ou de loin à cette thèse : Hervé pour ces essais sous la neige et qui a accepté de participer au jury, Charles, Clément, Aloundeth, Anas, Christophe, le service Info, Alexis&Miniduck, etc. et bien sûr Olivier et Pierre, qui ont bien fait avancer l'étude.

Je profite de cette page pour faire un coucou et remercier toutes les personnes qui nous entourent et qui vont nous manquer pendant ces 6 mois. J'espère qu'on aura de vos nouvelles même de l'autre côté du monde !

Je commencerai par ceux avec qui j'ai partagé mes journées "ensoleillées" au labo : Bart&Line pour m'avoir fait découvrir un peu de votre pays et embêter "un peu" notre voisin ;), Olivier, Arielle et la petite Noémie qui aura bien grandi quand on repassera à St Hilaire !, Guilherme & Ana-Cecilia pour la Cachaca et Jeronimo pour les Caïpi, Paulyne, Christofer et Paulh pour leur bonne humeur, Dr Max, véritable mémoire du labo, Luc pour sa playlist Fatals Picards et les pauses cafés, Ha, qui me permet de pas être la plus petite ici, Jeff, Jean-Pierre, Mamadou, Pierre, Vincent et Yuan. Soyons sérieux et n'oublions pas Yannick !

Merci aussi aux G-Scop, Maria, Rosalinda et Nico toujours dispos pour passer de bons moments !

Les trois années à HMG n'auraient pas été les mêmes sans la coloc' dont j'ai toujours la clé!, Claire, dont le débit m'impressionne toujours, Constant, pour les aprèm' en falaise et ce Sono Stendhal mémorable, Ben et Iza, qui a un bon débit aussi mais différemment... et sans Dadou le breton!

Merci aussi aux toulousains, qui n'hésitent pas à venir nous voir dans le froid grenoblois, Bubu&Laeti, Caro&Manu, Eric, un accueil toujours impeccable!, Michou&Emilie, Loic, Lapin, Julien&Aurélien&Fred, pour se régaler devant la Nouvelle Star, Nesrine&Gringo!

Merci aux co-internes de Matthieu pour leur gentillesse, Seb&Sonia, Marine, Rom', Hélène, je te remercie (ou pas...), je crois qu'on s'est déjà tout dit un certain lundi;)

Un merci tout particulier à ceux qui nous accompagnent :

- à Will, toujours prêt à nous faire bouger pour un aprem grimpe, une journée au ski ou une soirée. Merci pour cette soirée "garage" qui restera dans les annales :)
- à Adèle & Alexis, pour ces we toujours forts sympathiques, on vous invite dès le mois de mai pour un 'tit tour dans les Calanques! Promis on trouvera une chambre d'amis!

Je tiens également à remercier toute ma famille pour son soutien : ma mère et ma soeur, les familles Palengat, Quintillan, Chacim et Toulouse.

Pour finir, un grand merci à Matthieu pour ces 10 années pleines de bonheur et de bons petits plats, ces 6 mois trépidants qui nous attendent et pour la suite :)

Table des matières

Introduction générale	1
Chapitre 1 Bibliographie	3
1.1 Contexte	4
1.1.1 Étapes de fabrication des tubes	6
1.1.2 Étude analytique de l'étirage	13
1.1.3 Matériaux étudiés	17
1.2 Problématiques rencontrées dans la modélisation de mise en forme . .	20
1.2.1 Influence de la vitesse de déformation	20
1.2.2 Thermomécanique du procédé	27
1.2.3 Anisotropie	32
1.2.4 Tribologie	42
1.2.5 Limites de la formabilité	50
1.3 Conclusion	57
Chapitre 2 Essais	59
2.1 Essais d'étirage	60
2.1.1 Dispositif expérimental	61
2.1.2 Résultats	69

2.1.3	Conclusion sur les essais d'étirage	83
2.2	Essais de caractérisation des matériaux	84
2.2.1	Essais de Cisaillement	84
2.2.2	Essais de traction sur tube	89
2.2.3	Résultats des essais de traction et de cisaillement	96
2.2.4	Mesure de la convection	101
2.3	Essais de diffraction à rayons X	102
2.4	Conclusion	103
Chapitre 3 Modélisation de l'étirage de tube		109
3.1	Présentation du modèle	111
3.1.1	Géométrie des pièces et assemblage	111
3.1.2	Propriétés des matériaux	113
3.1.3	Conditions initiales/aux limites	114
3.1.4	Définition du contact	115
3.1.5	Choix des éléments	116
3.1.6	Choix du temps d'incrément	116
3.2	Identification des propriétés du contact	118
3.2.1	Méthode	118
3.2.2	Identification du coefficient de frottement	120
3.2.3	Identification de la conductivité	121
3.2.4	Comparaison expérience-numérique pour les autres essais . . .	125
3.2.5	Conclusion sur la méthode inverse	127
3.3	Observations des simulations	129
3.3.1	Étirage à creux	129
3.3.2	Étirage sur mandrin	130

3.3.3	Étirage sur boulet	131
3.4	Étude paramétrique	133
3.4.1	Paramètres étudiés	134
3.4.2	Influence sur les efforts	134
3.4.3	Influence sur les dimensions	137
3.4.4	Influence sur les contraintes et les déformations résiduelles . .	138
3.4.5	Conclusion	141
3.5	Limites de la formabilité	142
3.6	Conclusion	145
	Conclusion générale et perspectives	147
	Références	151

Introduction générale

Dans la plupart des petites et moyennes entreprises, la production est fondée sur le savoir-faire et développée empiriquement. Pour l'optimiser, de nombreux tests sont nécessaires mais cela reste très coûteux en temps et en énergie, et donc financièrement. Mieux comprendre les procédés de fabrication permet de les optimiser en effectuant moins d'essais. Les délais et les coûts de production ou de lancement de nouveaux produits en sont alors diminués.

La simulation numérique par éléments-finis, parce qu'elle donne accès à des grandeurs physiques telles que les contraintes et les déformations au sein du matériau peut être une solution. L'autre avantage de la simulation est la possibilité d'effectuer des essais numériques, beaucoup moins coûteux en temps et en matière que des essais expérimentaux. Ainsi, la simulation des procédés de fabrication est maintenant largement utilisée dans le domaine industriel. Elle est devenue un outil incontournable dans la production pour améliorer le rendement et la qualité des pièces.

Toutefois, des compétences spécifiques sont indispensables autant en modélisation, que sur les paramètres des procédés et matériaux pour réaliser et comprendre ces simulations. Des données physiques pertinentes doivent être récoltées pour permettre la simulation numérique qui prend en compte les caractéristiques géométriques, métallurgiques, mécaniques du produit et du procédé. Cela implique l'étude rigoureuse du comportement de matériaux métalliques en grandes déformations, dans des conditions thermomécaniques représentatives.

Enfin, modéliser un procédé de mise en forme présente des difficultés d'un point de vue numérique. En effet, les grandes déformations et les nombreux contacts frotants impliquent des non linéarités géométriques, rendant la convergence des calculs complexe. Une attention particulière doit être apportée pour limiter les temps de calculs sans en diminuer la précision.

Dans ce contexte, Minitubes, spécialiste du tube de précision, souhaite pouvoir modéliser son principal procédé de fabrication : l'étirage. Le procédé d'étirage de tubes consiste à passer un tube à travers une filière conique. Les tubes à parois minces sont fabriqués avec ce procédé, en réduisant progressivement les diamètres intérieur et extérieur, ainsi que l'épaisseur du tube.

Les travaux de cette thèse portent donc sur le développement de simulations numériques. Sont effectuées en parallèle un travail de recherche des données physiques, en particulier mécaniques, concernant les matériaux et le procédé ainsi qu'un travail de confrontation avec les mesures sur site d'étirage.

Nous nous intéressons en particulier à deux matériaux : un acier inoxydable, le 316L (ASTM F138) et un alliage cobalt, le L605 (ASTM F90). Lorsque cela est possible, les paramètres procédés et matériaux sont déterminés par des mesures et des essais mécaniques et thermiques. Les phénomènes liés au contact étant difficiles à prévoir, une approche différente est proposée : l'analyse inverse à partir d'un étirage à creux.

Le premier chapitre est consacré à la compréhension du procédé d'étirage et aux phénomènes physiques qui peuvent être impliqués. Tout d'abord, nous décrivons le procédé et les différentes étapes de fabrication des tubes. Les deux matériaux sont également présentés avec leurs principales propriétés. La deuxième partie décrit les problématiques rencontrées en mise en forme. Nous nous intéressons à l'influence des vitesses de déformation, aux aspects thermiques et tribologiques, aux problèmes d'anisotropie ainsi qu'à la problématique de formabilité.

Le deuxième chapitre décrit les essais réalisés. Nous débutons par les essais d'étirage réalisés à Minitubes, qui servent de références pour valider le modèle numérique. Les différents essais de caractérisation des propriétés des matériaux sont ensuite exposés afin de quantifier les phénomènes décrits dans le premier chapitre.

Enfin, le troisième chapitre est dédié aux modèles éléments-finis. Après une présentation des modèles, nous décrivons la méthode utilisée pour déterminer les propriétés du contact puis nous comparons les résultats numériques aux essais d'étirage. Après observation des simulations, nous nous attachons à présenter un exemple d'application concrète de ce modèle EF et nous nous intéressons aux limites de la formabilité.

Chapitre 1

Bibliographie

Table des matières

1.1	Contexte	4
1.1.1	Étapes de fabrication des tubes	6
1.1.1.1	Description du procédé d'étirage	7
1.1.1.2	Recuit	8
1.1.1.3	Redressage	9
1.1.1.4	Règles générales de création d'une gamme en longueur droite	10
1.1.1.5	Principales difficultés de l'étirage	11
1.1.2	Étude analytique de l'étirage	13
1.1.2.1	Méthode des tranches	13
1.1.2.2	Méthode des lignes de glissement	14
1.1.2.3	Méthode de la borne supérieure	15
1.1.2.4	Comparaison des différentes solutions	15
1.1.3	Matériaux étudiés	17
1.1.3.1	Un acier inoxydable : le 316L	17
1.1.3.2	Un alliage base cobalt : le L605	18
1.2	Problématiques rencontrées dans la modélisation de mise en forme	20
1.2.1	Influence de la vitesse de déformation	20
1.2.1.1	Lois de comportement viscoplastiques	21
1.2.1.2	Influence de la vitesse de déformation dans la simulation de l'étirage	22

1.2.1.3	Influence de la vitesse de déformation sur les aciers à faible teneur en carbone	24
1.2.1.4	Conclusion sur l'influence de la vitesse	26
1.2.2	Thermomécanique du procédé	27
1.2.2.1	Généralités	27
1.2.2.2	Etudes thermomécaniques de l'étirage	31
1.2.2.3	Température et comportement mécanique des aciers inox	31
1.2.2.4	Conclusion sur la partie thermique	31
1.2.3	Anisotropie	32
1.2.3.1	Description de l'anisotropie	32
1.2.3.2	Texture de déformation	32
1.2.3.3	Texture de recristallisation	33
1.2.3.4	Moyens d'observation de l'anisotropie	34
1.2.3.5	Modélisation de l'anisotropie	38
1.2.3.6	Étude de l'anisotropie en tréfilage	40
1.2.3.7	Conclusion sur la partie anisotropie	41
1.2.4	Tribologie	42
1.2.4.1	Définition du frottement	42
1.2.4.2	Lois de frottement	43
1.2.4.3	Frottement utilisé pour l'étirage de tube	45
1.2.4.4	Moyens de détermination des propriétés de contact	46
1.2.4.5	Conclusion sur la tribologie	49
1.2.5	Limites de la formabilité	50
1.2.5.1	Définition de la ductilité	50
1.2.5.2	Méthodes d'observation de l'endommagement	51
1.2.5.3	Détermination de la limite de formabilité	52
1.2.5.4	Conclusion sur la formabilité	56
1.3	Conclusion	57

1.1 Contexte

L'activité de Minitubes consiste en la fabrication de tubes (compris entre 0,15 et 28 mm de diamètre pour une épaisseur de 12 μm à 3 mm) et de composants tubulaires

qui ont des applications dans de nombreux domaines pointus tels que le secteur médical (avec notamment des implants chirurgicaux), l'électronique, l'aéronautique et la micro-mécanique. Minitubes met en forme plus d'une centaine de matériaux : acier, nickel, cuivre, titane avec un vaste choix de diamètres et une grande variété de sections (Figure 1.1).

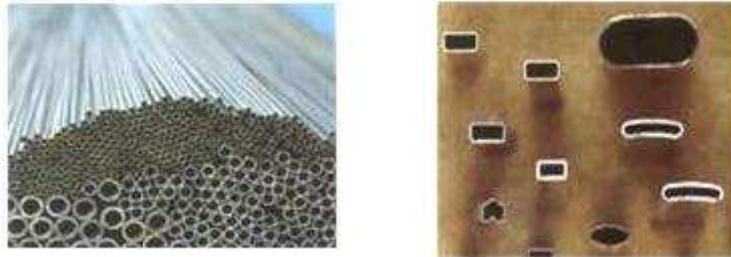


Figure 1.1: Gamme de production Minitubes : Grandes variétés de diamètre de tube et de section.

Les tubes à parois minces sont fabriqués par le procédé d'étirage. L'étirage de tube est un procédé dans lequel un tube est étiré à travers une filière conique convergente pour diminuer son diamètre et son épaisseur. La méthode la plus simple d'étirage est schématisée sur la figure 1.2.

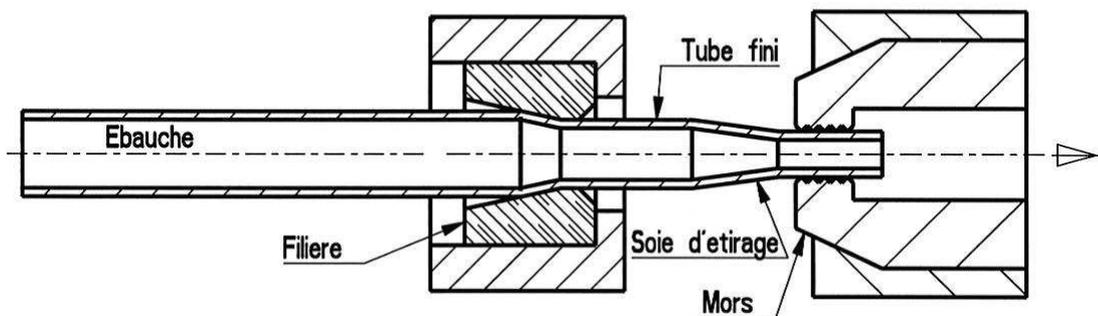


Figure 1.2: Schéma d'étirage le plus simple : étirage à creux

Pour obtenir un tube de dimension définie à partir d'une ébauche tubulaire, on fait se succéder un certain nombre d'opérations d'étirage, réduisant son diamètre et/ou sa section progressivement. Chaque étape de la gamme de fabrication est appelée passe d'étirage. La figure 1.3 schématise une gamme de fabrication. Entre chaque passe d'étirage, un recuit est réalisé afin de rendre au matériau sa capacité de déformation. Après étirage, les tubes présentent une courbure. Un redressage est réalisé sur le tube final. Les passes se succèdent jusqu'à obtenir les dimensions et

l'état du matériau voulu. Le plus souvent, le tube final doit posséder des caractéristiques mécaniques et métallurgiques précises (taille de grains, résistance à la traction R_m , limite d'élasticité R_p , dureté, allongement $A\%$). Ces paramètres vont être réglés grâce au dernier recuit. Toutefois, le redressage qui va lui succéder influence aussi la limite élastique et l'allongement. Il sera donc important de tenir compte de cet effet aussi.

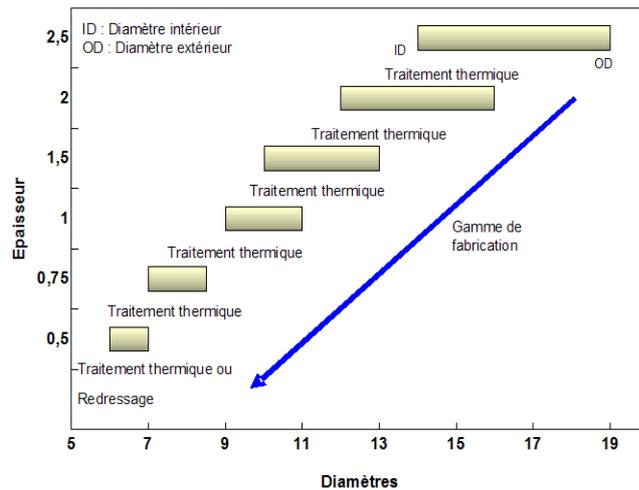


Figure 1.3: Gamme

Optimiser une production peut être très coûteux en temps et en énergie car cela nécessite de nombreux essais. En effet le procédé étant gouverné par de nombreux paramètres, il reste difficile à appréhender. Cette thèse explore une solution alternative, la simulation numérique. Nous allons nous attacher dans ce chapitre à bien comprendre les phénomènes impliqués dans l'étirage de tube afin d'obtenir une simulation fiable de ce procédé.

1.1.1 Étapes de fabrication des tubes

Nous allons détailler les différentes étapes de fabrication que sont l'étirage, le recuit et le redressage. Nous verrons aussi la création d'une gamme de fabrication.

1.1.1.1 Description du procédé d'étirage

Les étirages sont réalisés sur des tubes en couronne de plusieurs centaines de mètres ou en longueurs droites de quelques mètres chacune (6 mètres maximum). L'étirage en couronne a pour avantage de diminuer la perte de matière.

La première étape d'une passe est la préparation du tube. Une pointe, appelée soie d'étirage est réalisée. Il s'agit d'une opération de réduction dimensionnelle de l'une des deux extrémités du tube à étirer. Une fois cette réduction obtenue, le tube passe dans une filière sur un banc d'étirage. Les filières sont composées d'un noyau en carbure de tungstène ou en diamant et d'une frette en acier.

Il existe plusieurs procédés d'étirage. Tout d'abord, l'étirage à creux (figure 1.2) est le procédé le plus simple. Il consiste à étirer un tube à travers une filière sans autre outillage. Il est utilisé pour diminuer le diamètre d'un tube sans modifier son épaisseur. Il permet l'étirage en couronne. Malheureusement, l'état de surface intérieur est souvent dégradé et le procédé ne permet pas non plus de calibrer la surépaisseur de soudure d'un tube réalisé à partir d'une ébauche roulée soudée.

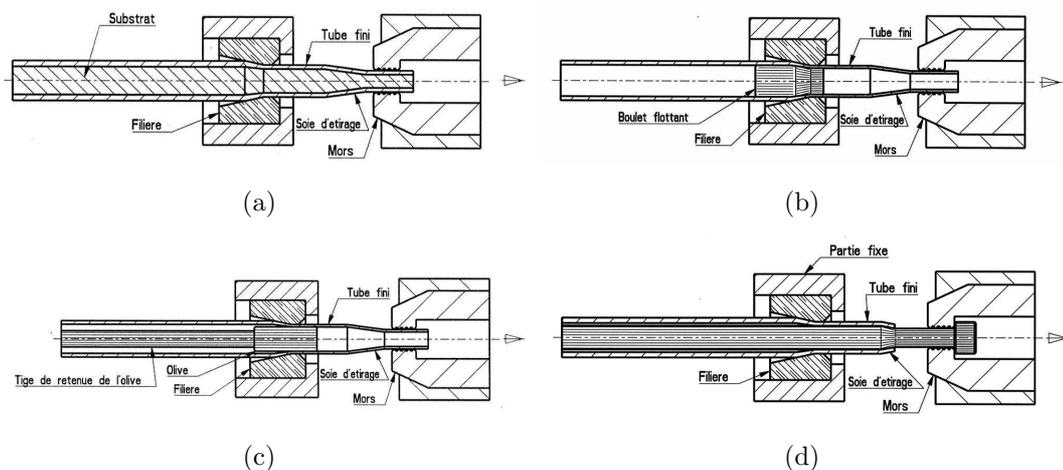


Figure 1.4: Schéma des procédés d'étirage : (a) sur substrat, (b) sur boulet flottant, (c) sur olive et (d) sur mandrin

Afin de réduire à la fois le diamètre et l'épaisseur du tube, un élément doit être placé à l'intérieur de celui-ci. Le tube peut par exemple être co-étiré avec un substrat (figure 1.4(a)). Ce procédé est utilisé sur des tubes de très faible épaisseur ($20 \mu\text{m}$) qui s'écraseraient sur eux-mêmes lors de l'étirage ou de la coupe. Le substrat est conservé tout au long de la fabrication, il doit donc se déformer lors de l'étirage et

pouvoir être recuit dans les mêmes conditions que le tube étiré. Le substrat doit ensuite être enlevé, sans détériorer le tube, à la fin de la fabrication. Les pièces sont donc plongées dans de l'acide après découpe. L'acide dissout le substrat mais pas le matériau du tube. Les couples matériaux étirés - substrat (tantale-nickel, inox-laiton par exemple) sont donc limités. Ce procédé permet l'étirage avec diminution d'épaisseur. Il est aujourd'hui utilisé seulement en longueur droite.

Pour obtenir un bon état de surface intérieur, l'étirage sur boulet flottant en carbure de tungstène est utilisé. Le boulet (figure 1.4(b)) est placé à l'intérieur du tube et est maintenu en équilibre grâce aux frottements. Ce procédé est le seul qui permet d'obtenir de très bons états de surface aussi bien extérieur qu'intérieur lors d'étirage en couronne, avec diminution d'épaisseur.

Sur le même principe que l'étirage sur boulet, il existe l'étirage sur olive qui n'est pas flottante et est retenue par une tige (figure 1.4(c)). L'olive utilisée détermine avec précision le diamètre intérieur du tube final. Ce procédé permet l'étirage de tube à paroi mince mais seulement en longueur droite.

Enfin, l'étirage sur mandrin long en acier traité (figure 1.4(d)) est utilisé pour l'étirage de tube épais avec diminution de l'épaisseur en longueur droite. Il permet d'importantes réductions de section lors de l'étirage. Le mandrin avance avec le tube. La partie la plus délicate de ce procédé est le démandrinage, opération qui consiste à enlever le mandrin après l'étirage, sans détériorer le tube aussi bien au niveau aspect que dimensionnel.

Le tableau 1.1 résume les différents étirages et leurs propriétés. Parmi tous ces types d'étirage, Minitubes choisit le plus souvent pour ses gammes d'étirage en longueur droite :

- l'étirage sur mandrin pour le début de la gamme car il permet une réduction importante,
- et l'étirage sur boulet flottant pour les dernières passes qui nécessitent un dimensionnel précis et un bon état de surface.

1.1.1.2 Recuit

L'étirage à froid d'un matériau métallique contribue à un durcissement et une perte de ductilité du métal. Dans la structure du métal, la déformation à froid provoque le développement des dislocations et de structures de dislocations, des lignes de glissement, l'étirage des grains et la désintégration des différents types de cristaux

Type d'étirage	Couronne possible	OD	ID Concentricité	État de surface	Réduction de section
Creux	+	=	=	-	-
Substrat	+	+	-	=	=
Boulet flottant	+	+	+	++	=
Olive	-	+	+	++	=
Mandrin	-	=	=	-	+

Tableau 1.1: Comparaison des différents types d'étirage (++ : Très bien, + : Bien, = : Moyen, - : Pas bon).

fragiles. Le recuit est alors utilisé pour éliminer les effets de phénomènes mécaniques ou thermiques considérés comme néfastes. Ce procédé correspond à un cycle de chauffage, de maintien en température puis de refroidissement permettant de modifier les caractéristiques du métal écroui. Ici, son but est de réduire les contraintes résiduelles, d'obtenir le maximum d'adoucissement pour faciliter les futurs traitements mécaniques et d'homogénéiser les textures hétérogènes.

Le type de recuit utilisé entre deux étirages est un recuit de cristallisation. Le matériau est recuit dans la zone de recristallisation située au-dessus d'une température qui dépend de la nuance du matériau et de son degré d'écrouissage. La structure écrouie par le travail mécanique à froid est alors remplacée par une nouvelle structure à grains reformés. Cette transformation est accompagnée d'une diminution importante de R_m (résistance à la traction), R_p (limite d'élasticité), H (dureté) et d'une augmentation de $A\%$ (allongement) et K (résilience).

1.1.1.3 Redressage

La succession d'étirages et de recuits a légèrement incurvé le tube. Il est donc nécessaire de le redresser. Pour cela, le tube avance à travers des galets profilés installés les uns après les autres et ajustables radialement de manière indépendante. En général, un jeu de galets horizontaux et un jeu de galets verticaux sont utilisés. Les galets croisés sont surtout utilisés pour les gros diamètres ($\phi \geq 5 \text{ mm}$) et uniquement pour du tube dur, c'est-à-dire non recuit. Ce redressage laisse souvent des marques sur la surface extérieure.

Le redressage par caoutchouc est plus adapté pour les tubes de petits diamètres, qu'ils soient durs ou recuits. Le principe consiste à faire passer le tube dans un

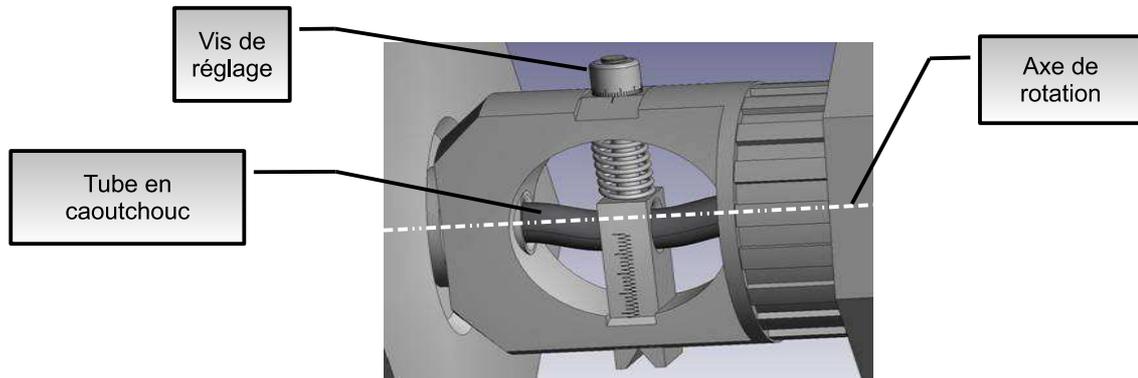


Figure 1.5: Redressement par caoutchouc : le tube à redresser passe à l'intérieur du tube en caoutchouc.

caoutchouc incurvé en rotation (Figure 1.5). Ce type de redressement permet de régler la rectitude mais aussi de maîtriser l'augmentation du diamètre ainsi que la dérive des caractéristiques mécaniques. Suivant que l'on redresse un tube dur ou recuit, les caractéristiques mécaniques ne dérivent pas de la même façon. De plus, suivant la matière, elles dérivent plus ou moins vite. Enfin, après le redressement de tubes non recuits, on observe une augmentation d'environ $10 \mu\text{m}$ des diamètres du tube ($\phi < 2 \text{ mm}$). Ceci doit être pris en compte lors de la création d'une gamme.

1.1.1.4 Règles générales de création d'une gamme en longueur droite

S'il n'y a pas de contrainte sur la surface intérieure, les tubes sont étirés à creux car cet étirage est le plus rapide. En général, ce type d'étirage provoque une augmentation de l'épaisseur qui reste difficile à prévoir. Ainsi, les dimensions finales ne peuvent être connues a priori. Plusieurs essais sont alors nécessaires pour ajuster la gamme.

Les tubes pour implants doivent répondre à des exigences précises, en terme de dimensions et d'état de surface. Il est donc nécessaire d'appliquer quelques règles pour créer une gamme de fabrication. En général, la plupart des passes se font sur mandrins sauf les dernières passes, dites de finition, qui sont sur boulet. Le principal avantage des passes sur boulet est un meilleur aspect de surface (pas de trace de démandrinage). De plus, ces passes de finition sont effectuées avec des filières en diamant, moins sujettes aux rayures, au lieu des filières en carbure de tungstène. Suivant les matériaux les réductions ne sont pas les mêmes.

Le choix des passes à effectuer se déroule ainsi :

- Tout d'abord il faut prendre en compte la présence de l'outillage, notamment

des filières en diamant dont tous les diamètres ne sont pas disponibles.

- Ensuite, sur boulet, il faut un minimum de réduction de diamètre (ex : -0,3 mm pour la dernière passe $\phi \approx 1,8\text{mm}$), condition nécessaire pour pouvoir étirer les tubes.
- On vérifiera alors que les taux de réductions d'épaisseur et de diamètre sont bien conformes aux taux habituels (ex : 35-40% pour le 316L).
- Enfin, on essaiera d'équilibrer au mieux les réductions d'épaisseur par rapport aux réductions de diamètre.

Dans le cas de nouveaux matériaux, les consignes standards sont appliquées : 30-40% de réduction à 8 m/min. Là aussi, plusieurs essais peuvent être nécessaires si ces consignes ne permettent pas d'étirer le tube.

Ainsi, de manière générale, le choix du type d'étirage est fonction de la qualité demandée du tube final. Ensuite, la création de gamme repose essentiellement sur des considérations géométriques. Le choix des taux de réductions et des vitesses d'étirage est fondé sur l'expérience et le savoir-faire acquis depuis plusieurs années. La mise en place d'une nouvelle gamme ou d'un nouveau matériau fait l'objet de plusieurs essais de mise au point jusqu'à obtenir le tube aux dimensions souhaitées.

1.1.1.5 Principales difficultés de l'étirage

La qualité du produit fini est déterminée par plusieurs caractéristiques géométriques et d'aspects mais aussi par des caractéristiques mécaniques spécifiées. Ces contraintes sont imposées par l'utilisation future du tube (industrie médicale, aéronautique...). Voici les principales difficultés rencontrées dans la fabrication de tubes.

Concernant l'aspect des tubes, les surfaces extérieures ne doivent pas comporter de grosses rayures sensibles au toucher mais les imperfections diverses et isolées sont admises (examen visuel à l'œil nu) pour les applications les moins exigeantes.

Cependant, dans la plupart des cas, les tubes doivent être de la meilleure qualité possible. Dans la fabrication de stents par exemple, les tubes seront par la suite découpés au laser de manière très fine et très précise. Les épaisseurs des branches d'un stent peuvent être extrêmement faibles. Le moindre défaut peut les fragiliser. Il est donc nécessaire de repérer les défauts présents sur les tubes tout au long de la fabrication. Les défauts d'aspects les plus fréquemment rencontrés au cours de la fabrication sont les suivants [Kanhlikham et Pourcher (2008)] :

Griffes Défaut facilement détectable à grossissement X15 qui résulte des frotte-

ments métalliques dus aux nombreuses manipulations. Elles sont généralement peu profondes et peuvent être éliminées par un électropolissage.

Arrachement Défaut localisé aussi bien à l'intérieur qu'à l'extérieur du tube et se présentant sous forme d'une crevasse. Ce défaut est difficile à détecter car de petite taille et isolé. La profondeur atteint rarement $10\mu\text{m}$ et le diamètre moyen est souvent inférieur à 0.5 mm.

Rayures intérieures Ligne droite isolée brillante, nette et bien visible.

Taches noires Multiples petites taches de couleur sombre. Pas de profondeur visible et mesurable et pas de dégradation de la rugosité.

Aspect intérieur gris Aspect variant d'un coloris gris foncé à noir de la surface intérieure. Cela n'a pas d'impact sur le dimensionnel ni sur la rugosité.

Aspect vibré Aspect dû à l'opération d'étirage ou de redressage.

Plusieurs contrôles allant de l'inspection visuelle au grossissement optique x40 permettent de détecter ces défauts.

Au cours de la gamme de fabrication, plusieurs mesures sont effectuées afin de vérifier aussi les caractéristiques géométriques. Voici quelques exemples de tolérances standards pour les implants :

Diamètres extérieurs et épaisseurs Pour un diamètre inférieur à 3 mm, de l'ordre de $10\mu\text{m}$.

Circularité $< 5\mu\text{m}$ pour un diamètre inférieur à 3 mm.

Concentricité $\leq 7\%$ de l'épaisseur nominale avec limite minimale.

Rugosité $\leq 0,6\mu\text{m}$

Rectitude Les tubes de 2 m maximum doivent pouvoir rouler sur un plan incliné à 5° sans aide.

S'il le souhaite, le client peut spécifier des tolérances plus serrées. La plupart de ces objectifs sont atteints facilement. En revanche, la concentricité reste un point délicat à maîtriser. De nombreux contrôles sont effectués durant la gamme de fabrication pour vérifier la conformité du produit.

Nous allons voir maintenant les modèles analytiques développés pour tenter de mieux maîtriser le procédé d'étirage.

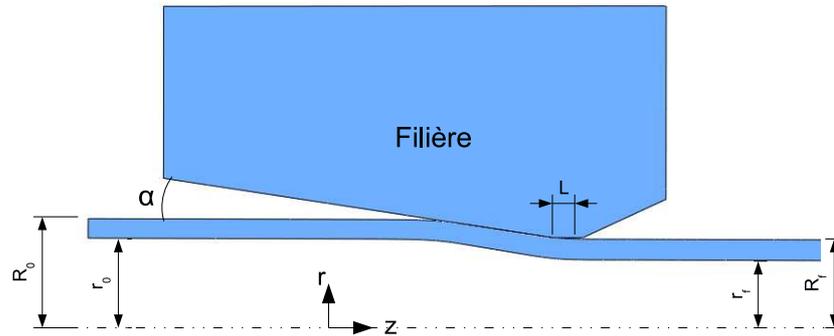


Figure 1.6: Géométrie de l'étirage.

1.1.2 Étude analytique de l'étirage

Des solutions analytiques du procédé permettent d'étudier dans une première approche l'influence des paramètres d'étirage à savoir les géométries, le frottement, les vitesses, le taux d'écoulement etc. Ces solutions permettent d'obtenir la contrainte d'étirage, c'est-à-dire la contrainte axiale σ_{zz} , égale à la force d'étirage divisée par la section finale. La figure 1.6 présente les paramètres géométriques suivants : la portée de la filière L , le demi-angle α du cône d'entrée de la filière, les rayons initiaux intérieurs et extérieurs (r_0 et R_0) et finaux (r_f et R_f) du tube. Dans le cas d'un étirage avec un outil à l'intérieur du tube (boulet, mandrin...), il sera nécessaire de connaître ses côtes également (angles et diamètres).

Il existe plusieurs solutions analytiques d'étirage fondées sur la méthode des tranches (slab solution), la méthode des lignes de glissement (slip line field solution) ou une méthode extrême (upper bound solution). Ces différentes méthodes sont décrites et comparées.

1.1.2.1 Méthode des tranches

La méthode des tranches [Chenot (1991)] consiste à considérer le tube découpé en tranches cylindriques infinitésimales d'épaisseur dz . L'axe z est la direction de l'étirage. Chaque tranche est soumise à une traction axiale, à une pression et à une cisaillement de frottement, comme présenté sur la figure 1.7. La résolution des équations d'équilibre impose de prendre en compte le critère de plasticité et de choisir une condition de frottement.

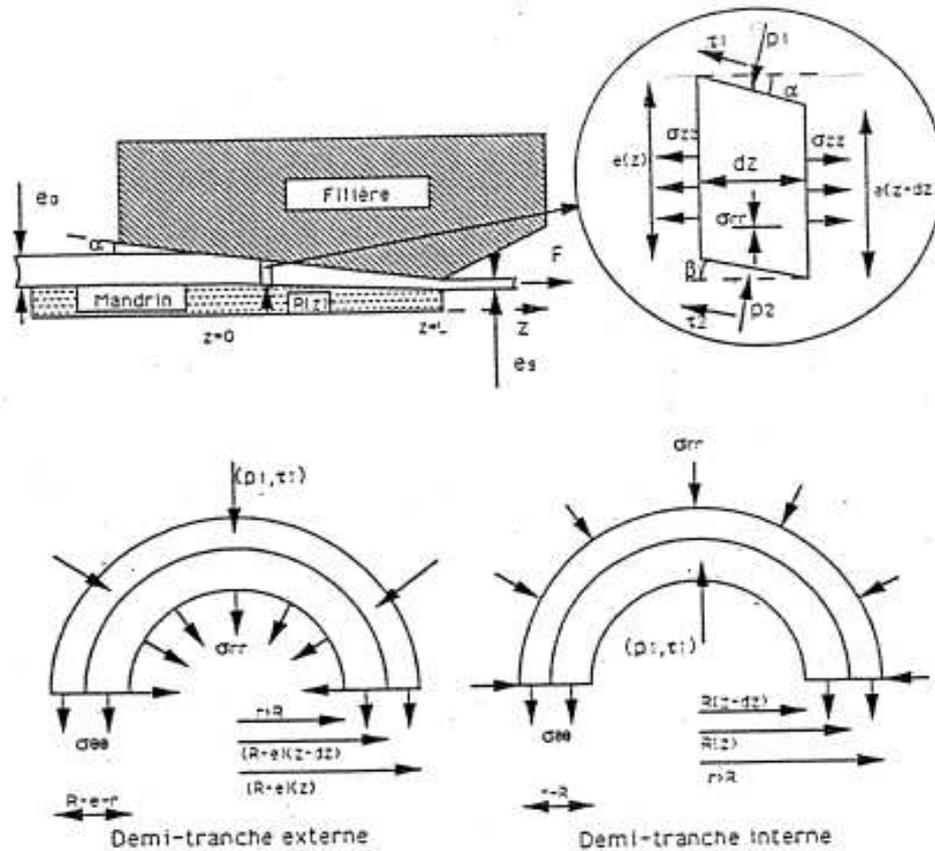


Figure 1.7: Géométrie de l'étréage de tubes sur mandrin conique et analyse des contraintes par la méthode des tranches [CEMEF (2006)]

1.1.2.2 Méthode des lignes de glissement

Cette approche [BrownUniversity (2009)] est utilisée pour modéliser des déformations plastiques en déformation plane. Le matériau ne peut être représenté que par un modèle rigide plastique. L'élasticité n'est pas prise en compte et le chargement doit être quasi-statique. Cette théorie permet d'obtenir des solutions analytiques pour bon nombre de procédés de mise en forme. Toutefois, elle est difficile à appliquer et a largement été supplantée par les méthodes éléments-finis. Collins et Williams (1985) ont construit une solution pour l'étréage de tube mais la solution reste très approximative du fait des hypothèses simplificatrices, principalement celle du modèle rigide plastique.

1.1.2.3 Méthode de la borne supérieure

La méthode borne supérieure [Chenot (1991)] est plus rigoureuse et plus utilisée que les deux précédentes. On suppose que les trajectoires sont constituées d'un faisceau de droites qui convergent sur l'axe et que la zone de déformation est limitée par deux discontinuités de vitesses. La méthode de la borne supérieure consiste alors à définir, d'après la géométrie du problème, un champ de vitesse cinématiquement admissible \vec{v} , duquel est déduit le champ des vitesses de déformation $\underline{\dot{\epsilon}}$. Ensuite les différentes puissances sont calculées :

- la puissance due à la déformation = $\dot{W}_p = \int_V \underline{\sigma}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij} dV$
avec $\underline{\sigma}$ contrainte de Cauchy, V volume où le tube est déformé,
- la puissance perdue en discontinuités = $\dot{W}_d = \int_{S_d} \frac{\underline{\sigma}_s}{\sqrt{3}} \Delta v_t dS$
avec $\underline{\sigma}_s$ contrainte d'écoulement, Δv_t discontinuité de la vitesse, S_d surface où il y a la discontinuité,
- la puissance perdue en frottement = $\dot{W}_f = \int_{S_f} \tau_f v_g dS$
avec v_g vitesse de glissement, τ_f contrainte de cisaillement supposée constante, S_f surface de frottement.

Le théorème de borne supérieure, démontré par Avitzur et Talbert (1989), montre que la puissance dissipée dans l'écoulement ainsi calculée est supérieure à la puissance réelle dissipée. Notons cette solution $J^* = \dot{W}_p + \dot{W}_d + \dot{W}_f$.

Avec $J^* = \sigma_{zz} U$ (U débit), on obtient un majorant de la contrainte d'étirage σ_{zz} .

1.1.2.4 Comparaison des différentes solutions

Références	Type d'étirage	Loi de frottement	Loi matériau
Zhao <i>et al.</i> (2009)	Creux	Tresca	Rigide-plastique
Kwan (2002)	Olive	Coulomb	NC
Cleja et Cristescu (1979)	Boulet	Coulomb	Viscoplastique
Um et Lec (1997)	Olive/creux	Tresca	Rigide-plastique
Neves et al (2005)	Olive	Coulomb	Tresca
Smith et Bramley (1976)	Boulet	Tresca	NC
CEMEF (2006)	Olive/mandrin/creux	Coulomb/Tresca	Rigide-plastique

Tableau 1.2: Résumé des articles présentant une solution analytique d'un procédé d'étirage de tube.

Le tableau 1.2 récapitule les différentes solutions analytiques disponibles. On remarque que tous les types d'étirage ont été abordés, sans préférence pour l'un ou l'autre des modèles de frottement. Les modèles considèrent le plus souvent un matériau rigide-plastique parfait à écrouissage isotrope et un état de contrainte axisymétrique. Seuls Cleja et Cristescu (1979) tiennent compte de l'influence de la vitesse de déformation grâce à une loi de comportement de type Bingham.

La méthode des tranches ne tient compte que de la déformation plastique homogène et du frottement. Elle sous-estime la valeur réelle de la contrainte contrairement à la solution borne supérieure qui la surestime. Ainsi, avec une solution par la méthode des tranches et une par celle de borne supérieure, il est possible d'encadrer la contrainte d'étirage et d'avoir une première approximation.

En prenant par exemple l'étirage à creux, a priori le plus simple, les valeurs de contraintes d'étirage obtenues grâce aux méthodes analytiques sont très dispersées (Tableau 1.3). Le résultat obtenu par la méthode des tranches est bien inférieur à ceux obtenus par la méthode de la borne supérieure. La fourchette encadrant cette valeur est trop importante. Ces méthodes analytiques ne permettent donc pas d'estimer la valeur de la contrainte d'étirage de manière suffisamment précise.

	Zhao <i>et al.</i> (2009)	Um et Lec (1997)	CEMEF (2006)
Méthode utilisée	Borne supérieure	Borne supérieure	Tranche
σ_d/σ_0	0,8665	0,7623	0,3709

Tableau 1.3: Contrainte d'étirage réduite calculée pour les données suivantes : Tube : $r_0 = 9 \text{ mm}$, $R_0 = 12 \text{ mm}$, $rf = 7 \text{ mm}$ et $Rf = 9.5 \text{ mm}$; filière : *demi-angle* = $12,5^\circ$ et *portée* = $0,1 \text{ mm}$; coefficient de frottement = 0,05.

Toutefois elles peuvent s'avérer intéressantes pour aborder l'influence de différents paramètres tels que les géométries d'outillages. La plupart des solutions démontrent qu'il existe un angle de filière optimal [Um et Lec (1997)] et que celui-ci dépend de la réduction et du frottement [Zhao *et al.* (2009)]. L'étude de l'étirage sur boulet permet aussi de déduire une différence d'angle optimale entre la filière et le boulet [Swiatkowski et Hatalak (2004)]. Swiatkowski et Hatalak (2004) et Smith et Bramley (1976) ont déterminé analytiquement la position du boulet dans la filière. Celui-ci avance dans la filière lorsque le frottement augmente. Cleja et Cristescu (1979) se sont intéressés à la géométrie du boulet et ont démontré que l'angle et la longueur de son nez optimaux dépendent de l'angle de la filière, de la vitesse d'étirage, du frottement, de la réduction et de l'épaisseur du tube.

Toutes ces études, même si elles donnent une influence qualitative des différents paramètres, ne permettent pas de quantifier précisément les déformations et contraintes subies par le tube. Pour cela, une approche numérique par la méthode des éléments finis est mieux adaptée. Les travaux éléments-finis sur l'étirage (Chin et Steif (1995), Kim *et al.* (1997), Lazzarotto *et al.* (1997), El-Domiaty et Kassab (1998), He *et al.* (2002), Rubio et al (2005), Overstam (2006), McAllen et Phelan (2007)) seront étudiés plus loin. Tout d'abord, nous allons décrire les matériaux utilisés pour cette étude.

1.1.3 Matériaux étudiés

Le principal secteur d'activité de Minitubes est le tube pour implants chirurgicaux. Ces implants appelés stents¹ sont obtenus après découpe laser des tubes et sont ensuite placés dans des artères. Ils doivent donc répondre à une exigence de qualité très grande. Le matériau le plus couramment utilisé pour les stents est l'acier 316 L. Ce matériau présente une très bonne biocompatibilité et un retour élastique faible (2-3 %) [McLean et Eiger (2002)]. Toutefois, il relargue du nickel et certains auteurs suggèrent que des patients présentant un test allergique cutané positif au nickel seraient à risque plus important de resténose²[Koster *et al.* (2000)]. L'alliage base cobalt composant certains stents permet de développer des stents plus fins tout en conservant une bonne radio-opacité et une résistance à l'écrasement suffisante. La quantité de matériel étranger placé dans le vaisseau est donc moins importante. Le risque thrombogène est ainsi diminué [Hindlet *et al.* (2005)]. Ce sont ces deux matériaux qui vont être étudiés ici.

1.1.3.1 Un acier inoxydable : le 316L

Le 316L est un acier inoxydable à faible teneur en carbone. Ce matériau est utilisé dans le domaine biomédical depuis de nombreuses années. Il intervient dans la conception des fils de suture, de câbles orthopédiques, d'agrafes pour la fermeture de la peau, des cathéters, etc. L'acier inoxydable 316L utilisé ici est conforme à la norme

1. Le stent est un dispositif métallique maillé et tubulaire, glissé dans une artère pour la maintenir ouverte.

2. La resténose correspond au nouveau rétrécissement de l'artère survenant chez certains patients ayant bénéficié de l'implantation d'un stent. La resténose se produit lorsqu'une artère se rétrécit de nouveau en raison d'une prolifération de tissu cicatriciel sur la paroi interne de l'artère.

ASTM-F138, exigée pour les implants médicaux. Ceci contrôle le degré de propreté (taux d'inclusions max, absence de delta-ferrite) et de pureté de l'acier. Il possède une excellente résistance aux environnements physiologiques, à la corrosion générale et granulaire ainsi qu'aux piqûres et criques de corrosion. Grâce à sa remarquable finition de surface, il s'utilise également dans les applications électroniques de haute précision [AlloyWire (2009)]. Cet acier inoxydable a une bonne ductilité et il est apte au formage à froid.

La composition chimique et les propriétés physico-thermiques du 316L sont données dans les tableaux 1.4 et 1.5.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	N
< 0,03	< 0,75	< 2	< 0,025	< 0,01	17-19	13-15	2,25-3	< 0,5	< 0,1

Tableau 1.4: Composition chimique du 316L (ASTM-F138) (% masse)

Material	316L	L605
Module d'Young (GPa)	192	243
Coefficient de Poisson	0.3	0.3
Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	16.3	12.7
Densité ($kg.m^{-3}$)	7900	9200
Chaleur spécifique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)	500	377

Tableau 1.5: Propriétés physico-chimiques de l'acier inoxydable 316L et de l'alliage cobalt L605 (documentations fournisseurs)

1.1.3.2 Un alliage base cobalt : le L605

Les informations générales relatives à ce matériau ont été fournies par l'Agence Rhône-Alpes pour la Maîtrise de Matériaux. Cet alliage base cobalt fait partie de la famille des stellites. Elles sont utilisées pour leurs bonnes propriétés de résistance à la corrosion, au frottement et à l'usure, jusqu'à des températures de plusieurs centaines de degrés (700/900 °C environ). Les stellites sont mises en œuvre par coulée, métallurgie des poudres (pour réaliser des pièces massives ou des rechargements) et forgeage. Les propriétés de résistance à l'usure, liées au niveau de dureté, seront privilégiées par rapport à la tenue à la corrosion pour les nuances à teneur en carbone élevées ($C > 1\%$). Pour les teneurs en carbone les plus basses ($C < 0,25\%$), les

propriétés de résistance à la corrosion seront privilégiées par rapport à la résistance à l'usure.

Le L605 ou CoCr20NiW, dont les autres appellations commerciales déposées sont : Alacrite XSH, Conicro 5010 W, Stellite 25 ou Haynes 25 alloy, est un super-alliage à base cobalt correspondant à la norme ASTM F90 dont la composition est présentée dans le tableau 1.6.

Co	Cr	W	Ni	Fe	Mn	C	Si	P	S
base	19-21	14-16	9-11	< 3	1-2	0.05-0.15	< 0.4	< 0.04	< 0.03

Tableau 1.6: Composition chimique de L605 (ASTM-F90) (% masse)

Comme l'illustre le tableau 1.6, le chrome est l'élément d'alliage essentiel. Il contribue surtout à augmenter la tenue à la corrosion en milieu aqueux ou à haute température. Les autres éléments par ordre décroissant d'importance sont le tungstène (augmentation de la résistance à l'usure et des caractéristiques mécaniques à chaud) et le nickel (amélioration des propriétés mécaniques de ductilité à la température ambiante et à chaud ainsi que de la tenue à la corrosion).

C'est un alliage de structure austénitique durci par précipitation de phases intermétalliques avec un revenu entre 600 et 800°C. Il peut donc être traité par trempe aux environs de 1000°C suivie d'un revenu. Un écrouissage préalable au traitement de revenu peut accentuer l'effet de durcissement.

Cet alliage est particulièrement résistant en fatigue thermomécanique. Il est résistant à l'oxydation jusqu'à plus de 1000°C. Il est principalement utilisé pour des pièces qui nécessitent une bonne résistance en fatigue thermomécanique et à la corrosion à haute température (pour des pièces de moteurs d'avion, d'outillage, de fours industriels, de vis d'extrusion...). Il possède également des propriétés anti-abrasives (mais moindres, vu sa faible teneur en carbone). Sa résistance à la corrosion et à la fatigue, sa biocompatibilité et sa radio-opacité entres autres en font un matériau de plus en plus utilisé dans le domaine biomédical, notamment pour les prothèses endovasculaires [Poncin *et al.* (2004)].

1.2 Problématiques rencontrées dans la modélisation de mise en forme

L'étude d'un procédé de mise en forme fait intervenir plusieurs phénomènes physiques. Nous allons voir ici l'influence que peuvent avoir les vitesses de déformation du matériau mis en forme puis nous étudierons la thermomécanique du procédé. Des phénomènes d'anisotropie peuvent aussi apparaître et influencer le comportement mécanique. Enfin, nous nous intéresserons aux aspects tribologiques du problème. Dans la plupart des cas, l'influence des phénomènes rencontrés seront étudiés sur les types de matériaux qui nous intéressent. La bibliographie sur les alliages cobalt étant peu fournie, il s'agira le plus souvent de données sur les aciers inoxydables bas carbone.

1.2.1 Influence de la vitesse de déformation

Le comportement d'un matériau est défini par une loi de comportement, relation entre les déformations $\underline{\underline{\varepsilon}}$, les contraintes $\underline{\underline{\sigma}}$ et leurs dérivées. Une loi de comportement générale devrait couvrir toutes les vitesses de déformation possibles. Malheureusement, la plupart des courbes contraintes-déformations sont obtenues à partir d'essais quasistatiques réalisés avec des vitesses de déformation de l'ordre de $10^{-3} - 10^{-4} s^{-1}$. Or, pendant le procédé d'étirage, les vitesses de déformation peuvent atteindre des valeurs de l'ordre de $10 - 100 s^{-1}$ et ces grandes vitesses de déformation peuvent avoir une influence sur le comportement du matériau. Les lois de comportement qui tiennent compte de cette influence sont les lois viscoplastiques.

Pour les métaux et alliages, la viscoplasticité correspond à des mécanismes liés au mouvement des dislocations dans les grains (montée, déviation, polygonalisation...), auxquels se superposent des effets de glissements intercrystallins. De manière schématique et indicative, il est supposé que ces effets prennent naissance dès que la température dépasse environ le tiers de la température absolue de fusion exprimée en Kelvin [Lemaitre et Chaboche (1985)]. Toutefois il se peut que des alliages présentent de la viscoplasticité à température ambiante alors que leur point de fusion dépasse 1400 K. C'est pourquoi le choix entre plasticité et viscoplasticité dépend du type d'application.

1.2.1.1 Lois de comportement viscoplastiques

À partir d'une courbe contrainte-déformation quasistatique, il est possible d'imposer les effets de la vitesse de déformation en augmentant la limite élastique σ_y grâce aux coefficients de Cowper-Symonds [Cowper et Symonds (1958)] :

$$\sigma_y = \sigma_0 \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C} \right)^{\frac{1}{p}} \right] \quad (1.1)$$

avec σ_0 Limite élastique à vitesse de déformation $\dot{\varepsilon} = 0$, C et p coefficients de Cowper-Symonds.

Ce modèle est utilisé dans le domaine automobile. Cependant cette expression est peu maniable et on lui préfère le plus souvent une expression inspirée de celle de Hollomon [Zener et Hollomon (1944)] :

$$\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (1.2)$$

avec σ_0 la limite élastique, n et m les constantes à déterminer.

Une autre loi de comportement est celle de Johnson et Cook (1983), qui prend en considération les phénomènes d'écrouissage, de durcissement dynamique mais aussi d'adoucissement thermique. Cette loi empirique exprime la contrainte en fonction de la déformation équivalente, de la vitesse de déformation équivalente et de la température et est de la forme :

$$\text{Pour } T \geq T_{seuil}, \sigma_{eq} = \underbrace{(A + B\varepsilon_{eq}^n)}_{\text{Terme d'ecrouissage}} \underbrace{\left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}^0} \right) \right)}_{\text{Terme de sensibilité à la vitesse}} \underbrace{\left(1 - \left(\frac{T - T_{seuil}}{T_f - T_{seuil}} \right)^m \right)}_{\text{Terme d'adoucissement}} \quad (1.3)$$

$\dot{\varepsilon}_0$ est la vitesse de déformation plastique de référence. Le terme relatif à l'écrouissage correspond à la contrainte à vitesse de déformation constante $\dot{\varepsilon}_{eq} = \dot{\varepsilon}_0$ et $T = T_{seuil}$. A est la limite élastique et B et n sont les paramètres d'écrouissage.

Le deuxième terme, caractérisant le durcissement dynamique, dépend de la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$. C est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation.

Le troisième terme correspond au phénomène d'adoucissement thermique. T_f est la température de fusion du matériau et m est le coefficient d'adoucissement thermique. Pour une température inférieure à T_{seuil} , le terme d'adoucissement thermique est négligé. De T_{seuil} à T_f , la contrainte diminue jusqu'à s'annuler quand $T = T_f$.

Cette loi est très utilisée pour l'étude de l'usinage [Laheurte (2004), Umbrello et al (2007)]. Si la déformation s'effectue dans un temps très faible, on peut supposer que ce temps de sollicitation ne permet pas à la matière de subir les effets de l'élévation de la température consécutive aux fortes contraintes [Laheurte (2004)]. Il est donc possible alors de supprimer l'effet de la température dans la loi comme le propose Joyot (1994). Il vient alors une loi de comportement de type Johnson-Cook modifiée de la forme suivante :

$$\sigma_{eq} = (A + B\varepsilon_{eq}^n)(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}^0} \right)) \quad (1.4)$$

Comme Johnson-Cook, Zerilli et Armstrong (1987) tiennent compte de l'écroutissage dû à la déformation et à la vitesse de déformation et de l'adoucissement thermique. Cette loi semi-empirique est fondée sur la théorie de la mobilité des dislocations. Pour les matériaux de structures cubiques à faces centrées, elle s'exprime ainsi :

$$\sigma = C_0 + C_2 \cdot \varepsilon^{\frac{1}{2}} [\exp(-C_3 \cdot T + C_4 \cdot T \cdot \ln(\dot{\varepsilon}))] \quad (1.5)$$

où C_0 , C_2 , C_3 et C_4 sont les constantes à déterminer.

Un autre modèle viscoplastique est le modèle de Chaboche [Lemaitre et Chaboche (1985)]. Dans la formulation globale, ce modèle permet de décrire le comportement du matériau avec un écroutissage isotrope/cinématique non linéaire avec ou sans effets du temps (viscosité, restauration, fluage, mémoire de l'écroutissage...). Pour une température donnée, 23 paramètres sont nécessaires pour identifier le modèle élastoviscoplastique à deux variables cinématiques. Les paramètres élastoplastiques et élastoviscoplastiques de Chaboche ont été identifiés pour différentes températures dans plusieurs travaux pour l'acier inoxydable 316L [Lemaitre et Chaboche (1985), Fortunier (1990), Rakotoveloa (1998)]. Toutefois, le nombre de paramètres du modèle de Chaboche est très grand et il décrit des phénomènes qui ici ne nous intéressent pas comme les effets de restauration d'écroutissage et de saturation cyclique.

1.2.1.2 Influence de la vitesse de déformation dans la simulation de l'éti-rage

La plupart des études sur l'éti-rage de tube à froid utilisent des modèles élastoplastiques mais ne tiennent pas compte de la vitesse de déformation que ce soit pour la simulation EF [Yoshida *et al.* (2001), Yoshida et Furuya (2004), Neves et al

(2005), Karnezis et Farrugia (1998), Swiatkowski et Hatalak (2004)] ou la recherche de solution analytique [Um et Lec (1997), Pospiech (1997) et CEMEF (2006)]. Seuls Sandru et Camenschi (1988) prennent en compte la vitesse de déformation pour l'étirage à grande vitesse (3 – 12 m/s). Pour cela ils développent un modèle analytique viscoplastique afin de déterminer la contrainte induite par étirage sur boulet flottant à grande vitesse. Une loi de type Bingham, habituellement utilisée en rhéologie, permet de tenir compte de l'influence de la vitesse :

$$\dot{\epsilon}_{i,j} = \frac{1}{2\eta} \left\langle 1 - \frac{\sigma_m}{\sqrt{3}\sqrt{II_{\sigma_d}}} \right\rangle \sigma_{d,i,j} \quad (1.6)$$

avec η le coefficient de viscosité, σ_d la contrainte déviatorique et II_{σ_d} son deuxième invariant, σ_m la contrainte élastique moyenne et $\langle Z \rangle$ égal à :

$$\begin{cases} Z & \text{si } Z > 0 \\ 0 & \text{si } Z \leq 0. \end{cases} \quad (1.7)$$

Le tréfilage (étirage de fil) est un procédé proche de l'étirage de tube où les vitesses de déformation peuvent atteindre $10^3 - 10^4 \text{ s}^{-1}$. He *et al.* (2002) étudient l'influence de la vitesse de déformation dans le procédé d'étirage de fil à grande vitesse pour des aciers à faibles et à hautes teneurs de carbone. Plusieurs tréfilages ont été réalisés et les forces d'étirage ont été comparées à celles obtenues grâce à des simulations. Deux types de simulation ont été effectués avec deux lois de comportement : une loi issue de l'essai quasistatique et une loi dynamique dépendant de la vitesse de déformation. La loi dynamique résulte d'essais de traction pour les faibles vitesses et d'essais de barres de Hopkinson pour les grandes vitesses. Une loi à 100 s^{-1} est obtenue dans la littérature. La comparaison des résultats montre que le modèle quasistatique obtient des forces 17 à 27 % inférieures à celles observées lors des essais (Figure 1.8(a)) alors que le modèle dynamique est beaucoup plus précis (Figure 1.8(b)). L'influence de la vitesse de déformation n'est donc pas négligeable, notamment sur les aciers bas carbone recuits. Comme l'influence de la vitesse de déformation est plus grande à faibles déformations, les erreurs sont moindres pour les étirages de barres prédéformées contrairement aux cas où la barre tréfilée avait été recuite (A-C).

Finalement, peu d'articles concernant l'étirage de tube tiennent compte de la vitesse de déformation. Ceux qui montrent l'influence de la vitesse de déformation étudient des vitesses légèrement supérieures (2000 s^{-1}) à celles observées dans le

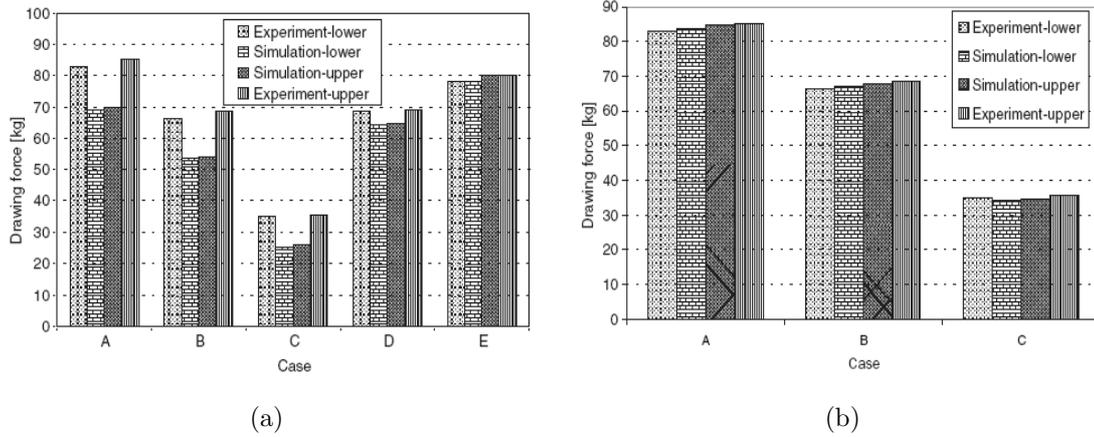


Figure 1.8: Forces d'étirage avec loi issue (a) d'essais quasistatiques et (b) d'essais dynamiques [He *et al.* (2002)]

cas de l'étirage à Minitubes ($10 - 100 \text{ s}^{-1}$). Nous allons maintenant nous intéresser aux études concernant l'influence de la vitesse de déformation sur les aciers à faible teneur de carbone à faibles températures.

1.2.1.3 Influence de la vitesse de déformation sur les aciers à faible teneur en carbone

Hansson (2006) et Domkin (2003) ont réalisé des essais de compression et de traction à différentes températures (20°C à 1300°C) et vitesses de déformation (0.01 à 10 s^{-1}) pour des tubes en acier de type 316. Ces essais ont permis de conclure que pour des températures basses c'est-à-dire une température ambiante inférieure à 400°C , l'influence de la vitesse de déformation est très faible.

En revanche, des études, résumées dans le tableau 1.7, présentent des résultats contraires. Fréchar *et al.* (2002) montrent que, même à température ambiante, l'acier inoxydable austénitique allié à l'azote étudié présente une sensibilité à la vitesse de déformation, puisqu'on note un écart d'environ 300 MPa entre les courbes quasi-statique et dynamique (figure 1.9). Miconovic *et al.* (1997) observent également une influence de la vitesse de déformation pour le même type de matériau. Enfin, comme vu dans la section 1.2.1.3, He *et al.* (2002) étudient l'influence de la vitesse de déformation dans le procédé d'étirage de fil à grande vitesse pour des aciers à faibles et à hautes teneurs de carbone. Le niveau de contrainte est plus élevé pour les grandes vitesses de déformation mais la différence entre la vitesse quasistatique et

1.2. Problématiques rencontrées dans la modélisation de mise en forme

Référence	Matériau	Gamme de vitesse	Type d'essai	Loi choisie
Fréchard <i>et al.</i> (2002)	Acier inox austénitique allié à l'azote	0,001 – 2500 s ⁻¹	Traction	Johnson-Cook
	Compression			
Miconovic <i>et al.</i> (1997)	Acier 316	0,001 – 1000 s ⁻¹	Traction	Chaboche
			Compression	Rice-Ziegler
			Cisaillement	
He <i>et al.</i> (2002)	Acier inox faible teneur carbone	0,001 – 1000 s ⁻¹	Traction Compression	Courbe pour chaque vitesse

Tableau 1.7: Comparaison des articles à propos de l'influence de la vitesse de déformation sur les aciers à faible teneur en carbone

la vitesse dynamique tend à diminuer dans les grandes déformations (Figure 1.10).

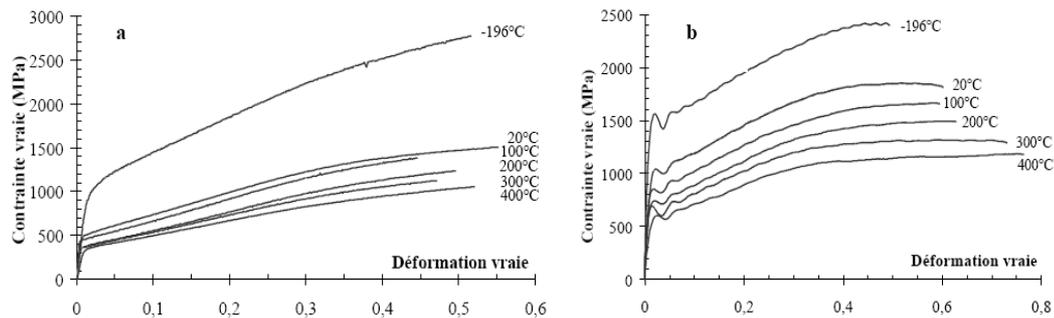


Figure 1.9: Courbes contrainte-déformation pour un acier inoxydable allié à l'azote à différentes températures pour deux vitesses de déformation : a) compression quasi-statique $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$ et b) compression dynamique $\dot{\epsilon} = 2500 \text{ s}^{-1}$ [Fréchard *et al.* (2002)]

Il semble donc bien que la vitesse de déformation ait une influence sur le comportement des aciers inoxydables à faible teneur de carbone. Mais quelle loi va permettre de modéliser ce comportement ? Si He *et al.* (2002) ont simplement utilisé une courbe contrainte-déformation par vitesse, d'autres ont pu comparer les lois détaillées dans la section 1.2.1.1. La limite élastique des aciers inoxydables augmente avec la vitesse de déformation. Or, les lois de Zerilli-Armstrong et d'Hollomon ne permettent pas de modéliser ce phénomène. Fréchard *et al.* (2002) montrent que la loi de Johnson-Cook offre une meilleure corrélation que Zerilli-Armstrong, entre les résultats expérimentaux et les résultats simulés pour un acier inoxydable (Figure 1.11). La loi de Cowper-Symonds permet également de bien modéliser ce phénomène.

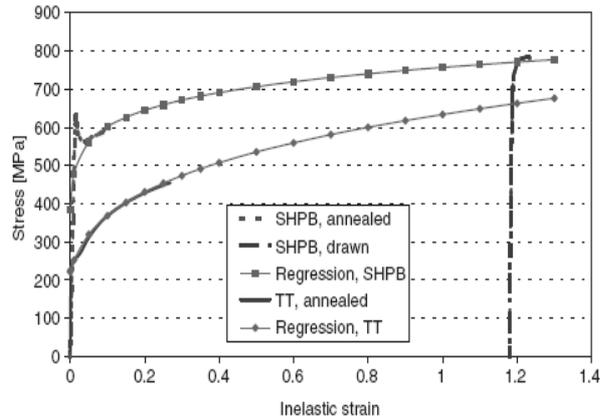


Figure 1.10: Courbes contraintes-déformation pour un acier à faible teneur en carbone : essais de traction (TT : $\dot{\epsilon} = 0,001 \text{ s}^{-1}$) et barres de Hopkinson (SHPB : $\dot{\epsilon} = 2000 \text{ s}^{-1}$) [He *et al.* (2002)]

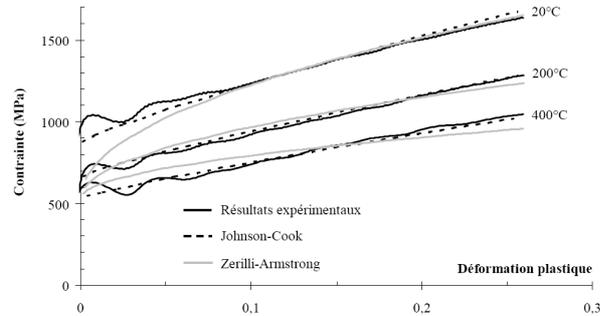


Figure 1.11: Comparaison des lois de comportement Zerilli-Armstrong et Johnson-Cook pour un acier inoxydable lié à l'azote [Frécharde *et al.* (2002)]

Pour un autre acier à faible teneur en carbone, Dietenberger *et al.* (2005) montrent que les lois Zerilli-Armstrong et Johnson-Cook correspondent mieux aux courbes expérimentales (Figure 1.12).

1.2.1.4 Conclusion sur l'influence de la vitesse

Même si l'influence de la vitesse a été peu étudiée pour le procédé d'étirage, elle est bien réelle pour les aciers à faible teneur en carbone, y compris à faible température. Toutefois, il est difficile de la quantifier d'après les différentes publications. Il sera donc nécessaire d'effectuer des essais à différentes vitesses.

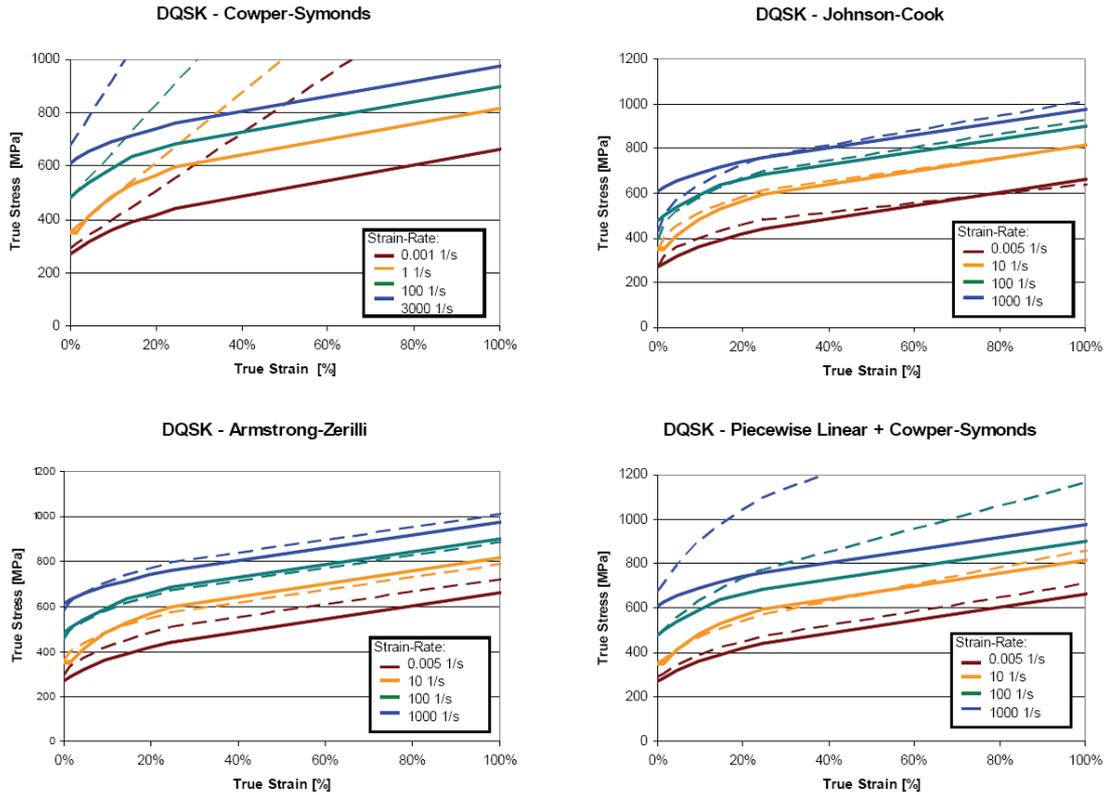


Figure 1.12: Comparaison des modèles Zerilli-Armstrong, Cowper-Symonds et Johnson-Cook et des courbes expérimentales pour un acier DQSK [Dietenberger *et al.* (2005)]

1.2.2 Thermomécanique du procédé

Même si on s'intéresse à l'étirage à froid, de l'échauffement dû aux déformations importantes et aux frottements apparaît. Nous allons donc maintenant nous intéresser à la thermique du procédé.

1.2.2.1 Généralités

Les études thermiques sont réalisées à partir de l'équation de la chaleur, dont une des formes les plus communément rencontrées est décrite par l'équation 1.8.

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - q - \text{div} \left(\underline{\underline{\lambda}} \overrightarrow{\text{grad}T} \right) = 0 \quad (1.8)$$

Avec :

- q , une source de chaleur volumique qui est définie par la puissance thermique générée par unité de volume. Son unité est le $W.m^{-3}$.
- ρ , la masse volumique du matériau dont l'unité est le $kg.m^{-3}$.
- c_P , la capacité thermique massique du matériau. ($J.kg^{-1}.K^{-1}$).
- $\underline{\lambda}$, le tenseur de conductivité thermique dont les termes sont exprimés en $W.m^{-1}.K^{-1}$.

Plusieurs types de conditions aux limites sont rencontrés lors d'une étude thermique :

- **Échanges de chaleur par convection** : La loi de Newton définit un vecteur densité de flux dont l'expression est $\vec{\varphi}_c = h(T_f - T)$. Avec h un coefficient d'échange (caractéristique du matériau), T_f la température du fluide avec lequel le système échange de la chaleur et T la température du système sur sa frontière extérieure.
- **Échanges de chaleur par radiation** : La loi de Stephan-Boltzmann définit le vecteur densité de flux $\vec{\varphi}_r = \epsilon\sigma(T_\infty^4 - T^4)$. ϵ est l'émissivité caractérisant le matériau du système, T_∞ la température du milieu extérieur, σ la constante de Stephan ($\sigma = 5,67.10^{-8} W.m^{-2}.K^{-4}$) et T la température du système.
- **Échanges de chaleur par conduction** : Ce type d'échanges de chaleur sera plus amplement étudié lors de l'étude thermique au niveau du contact.

La création de chaleur dans la mise en forme est liée à la plasticité du matériau déformé et au frottement entre les outils et la pièce.

Thermoplasticité Conséquence de la déformation plastique, une majeure partie du travail plastique est transformée en chaleur. La partie restante du travail plastique contribue au stockage de l'énergie interne à travers la création et le réarrangement d'imperfections cristallines comme les dislocations.

La fraction de l'énergie plastique transformée en énergie thermique est le co-

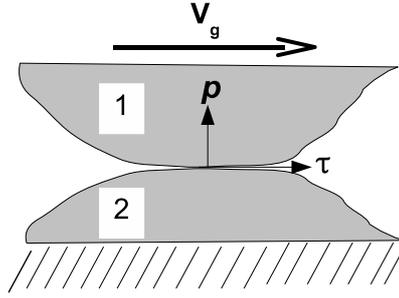


Figure 1.13: Schéma du frottement

efficient de Taylor-Quiney, habituellement nommée β . Nous l'appellerons ici IHF (Inelastic Heat Fraction). Il est défini par le rapport de l'énergie thermique sur le travail plastique. L'équation de la chaleur peut donc s'écrire sous la forme :

$$\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \beta \sigma \dot{\epsilon}_p + \lambda \text{Lap}(T) \quad (1.9)$$

Traditionnellement, ce coefficient est supposé constant et compris entre 0,8 et 0,95. Néanmoins, grâce aux progrès des appareils de mesures thermiques, plusieurs études expérimentales récentes, consacrées à l'augmentation de température pendant un chargement dynamique, ont montré que ce coefficient était dépendant de la déformation, de la vitesse de déformation et de la température [Chrysochoos et al (1989), Mason *et al.* (1994), Rosakis et al (2000), Longère et Dragon (2008)]. Macdougall (2000) présente une synthèse de résultats expérimentaux. Cette étude permet d'avoir un aperçu de l'hétérogénéité des coefficients obtenus en fonction des matériaux, des vitesses de déformation ou des techniques de mesures. Par exemple, Rosakis et al (2000) ont montré que pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}^p = 1 \text{ s}^{-1}$, l'IHF de l'aluminium oscille autour 0,65, alors qu'à $\dot{\epsilon}^p = 3 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ sa moyenne est autour de 0,80. En conclusion, l'hypothèse habituellement prise n'est pas justifiée. Il sera donc important de mesurer l'IHF et son évolution en fonction de la déformation pour nos matériaux.

Thermique du contact L'influence des transferts de chaleur au niveau du contact a été étudiée. Le schéma 1.13 présente deux solides en contact. Le solide 1 se déplace à une vitesse v_g par rapport au solide 2. Pour la suite, les grandeurs avec l'indice 1 se rapportent au solide 1 et l'indice 2 au solide 2.

Au niveau du contact, la contrainte de cisaillement τ est défini par le produit du

coefficient de friction μ et de la pression de contact p :

$$\tau = \mu p$$

De même la puissance de friction surfacique P_{fr} (W/m^2) est définie par le produit de la contrainte de cisaillement τ et de la vitesse de glissement v_g :

$$P_{fr} = \tau v_g$$

Ensuite, une fraction η de cette puissance est transmise au système sous forme de chaleur. L'autre partie sera impliquée dans les phénomènes d'usure. Un facteur de pondération f (ou coefficient de partage) est introduit. Il permet de rendre compte de la répartition de cette chaleur entre les surfaces. Il vient donc la définition des flux de chaleur relatifs aux surfaces en contact :

$$q_1 = f\eta P_{fr} \text{ et } q_2 = (1 - f)\eta P_{fr}$$

Le coefficient de partage f se calcule à partir de l'effusivité ξ de chaque matériau [Vernotte (1956)] :

$$f = \frac{\xi_1}{\xi_1 + \xi_2}$$

sachant que l'effusivité est obtenue à partir des propriétés thermiques des matériaux :

$$\xi_i = \sqrt{\rho_i C_{p_i} k_i}$$

avec ρ_i la densité, C_{p_i} la chaleur spécifique et k_i la conductivité ($W/m^2/K$).

Carslaw et Jaeger (1958) proposent une expression du coefficient de partage lorsque les surfaces de contact sont différentes entre les deux corps :

$$f = \frac{S_1 \xi_1}{S_1 \xi_1 + S_2 \xi_2} \quad (1.10)$$

avec S_i l'aire de frottement du corps i .

L'énergie due aux efforts de friction étant décrite, il faut à présent définir l'échange de chaleur entre les surfaces en contact. Cet échange se traduit par un flux q :

$$q = k(\theta_1 - \theta_2)$$

avec θ_i la température de la surface i et k la conductivité du contact.

Ces considérations vont permettre de créer un modèle thermomécanique de l'éti-rage de tubes afin de mieux comprendre ce procédé.

1.2.2.2 Etudes thermomécaniques de l'étirage

Peu de travaux ont étudié la thermomécanique de l'étirage ou du tréfilage. Karnezis et Farrugia (1998) ont réalisé une étude thermomécanique de l'étirage de tube en acier inox en introduisant la fraction d'énergie plastique convertie en chaleur. Les températures expérimentales du tube ne dépassant pas 100°C, le comportement mécanique est supposé indépendant de la température. Les valeurs d'effort et de température semblent en accord avec les valeurs mesurées expérimentalement. Karnezis et Farrugia (1998) font le choix d'utiliser la température pour valider le coefficient de frottement choisi ; or El-Domiaty et Kassab (1998) ont démontré que le coefficient de frottement influait peu sur la température du tube. Cette dernière est plutôt affectée par la fraction d'énergie plastique convertie en chaleur, qui n'est ni donnée, ni justifiée. On peut alors s'interroger sur la validité de la vérification en température.

1.2.2.3 Température et comportement mécanique des aciers inox

Fréchard *et al.* (2002), dans leur étude sur le comportement d'un acier inoxydable austénitique allié à l'azote montrent que la dépendance à la température dans notre gamme c'est-à-dire entre 20 et 200°C est très faible. De même, He *et al.* (2002) ont aussi réalisé des essais à 190°C mais aucune différence significative n'a été observée par rapport aux essais à température ambiante.

1.2.2.4 Conclusion sur la partie thermique

Nous avons vu dans cette section les phénomènes thermiques entrant en jeu dans l'étirage à froid. Les sources de chaleur sont la plasticité et le frottement. Pour les déterminer correctement, il sera important de connaître précisément la fraction d'énergie plastique dissipée en chaleur ou IHF et le coefficient de frottement. De même, les phénomènes de dissipation de la chaleur (convection, conduction) devront être quantifiés.

Enfin, cette augmentation de température pourrait avoir un effet d'adoucissement sur les propriétés mécaniques du matériau étiré. Mais on a vu que pour des températures inférieures à 200°C, cet effet est négligeable pour l'acier 316L.

1.2.3 Anisotropie

Qu'un matériau soit isotrope ou anisotrope peut avoir une grande influence sur son comportement et la façon de la modéliser. Nous allons donc nous y intéresser dans cette section. Le lecteur pourra se référer à Panière (1999) pour plus de détails.

1.2.3.1 Description de l'anisotropie

Un métal polycristallin est composé de grains. Chaque grain est constitué d'un réseau cristallographique. Dans un matériau isotrope, l'orientation cristallographique de chaque grain est aléatoire. On n'a donc pas d'orientation préférentielle des réseaux cristallographiques et les propriétés mécaniques et physiques du matériau sont les mêmes dans toutes les directions. L'étirage, comme le laminage, allonge les grains dans le sens de l'étirage et donne une orientation préférentielle au réseau cristallin. Le matériau devient alors anisotrope. On dit qu'il est texturé. Les tubes qui viennent d'être étirés sont fortement texturés et anisotropes. Toutefois, les tubes étirés subissent un recuit avec recristallisation entre chaque passe donc il ne devrait plus y avoir d'effet de texture ou du moins bien inférieur à celui observé avant recuit.

1.2.3.2 Texture de déformation

Définition Au cours de la déformation plastique d'un matériau polycristallin, la déformation des divers grains est accompagnée d'une rotation de leur réseau cristallin vers un certain nombre de positions stables. Ces positions stables sont les orientations préférentielles de la texture de déformation. Pour un matériau donné elles dépendent :

- des mécanismes de la déformation plastique (nature des systèmes de glissement, maclage, etc.), c'est-à-dire des conditions dans lesquelles est faite la déformation (vitesse, température) et de la composition chimique ;
- du type de déformation (laminage, traction, cisaillement, etc.)

Généralement pour une déformation d'amplitude donnée, tous les grains n'ont pas atteint une position stable. Il y a donc une certaine dispersion autour des orientations préférentielles, dispersion d'autant plus faible que l'amplitude de la déformation est grande. La texture de déformation d'un matériau polycristallin dépend ainsi de l'amplitude de la déformation. Elle dépend aussi des positions initiales des grains, c'est-à-dire de la texture initiale.

Orientations préférentielles dues à l'étirage Dans le trièdre des directions principales, la déformation dE peut être caractérisée par le paramètre q défini par

la relation :
$$dE = dE_1 \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & q & 0 \\ 0 & 0 & -(1+q) \end{pmatrix}$$

avec

- $q = dE_2/dE_1$
- E_1, E_2, E_3 déformations suivant les directions principales.
- $E_3 = -(E_1 + E_2)$.

Pour les déformations axisymétriques telles que le tréfilage ou l'étirage, $q=0,5$ et $dE_1 > 0$. Dans ce cas là, il se développe une texture de fibre, c'est-à-dire qu'au cours de la déformation plastique, les grains tournent de façon à ce qu'une ou plusieurs directions cristallographiques s'alignent parallèlement à l'axe de symétrie de la déformation. La figure 1.14 montre la forme de grains avant et après recuit. Avant recuit, les grains sont très allongés suivant la direction d'étirage.



Figure 1.14: Métallographie avec grossissement x100 (a) avant recuit (b) après recuit

1.2.3.3 Texture de recristallisation

La texture de recristallisation est obtenue après recuit du tube (§ 1.1.1.2). La cinétique des processus de germination et de croissance, contrôle les orientations des nouveaux grains recristallisés et influe sur la texture de recristallisation.

1.2.3.4 Moyens d'observation de l'anisotropie

Il existe différents moyens d'observer la texture d'un matériau. Une première méthode consiste à observer de manière macroscopique l'anisotropie, en réalisant des essais mécaniques dans différentes directions. La seconde méthode se fonde sur la diffraction par rayons X. On obtient soit un diffractogramme pour une première approche, soit des figures de pôles pour déterminer précisément la texture. Une troisième technique, l'EBSD, étudie l'orientation grain par grain.

Observation macroscopique Le moyen le plus simple est de tester le comportement dans différentes directions. Cette technique est très souvent utilisée en formage de tôles car il suffit de prélever des éprouvettes de traction dans plusieurs directions par rapport à la direction de laminage par exemple. On obtient alors une loi de comportement pour chaque direction.

Diffraction à rayons X [Bunge et Esling (1997)]

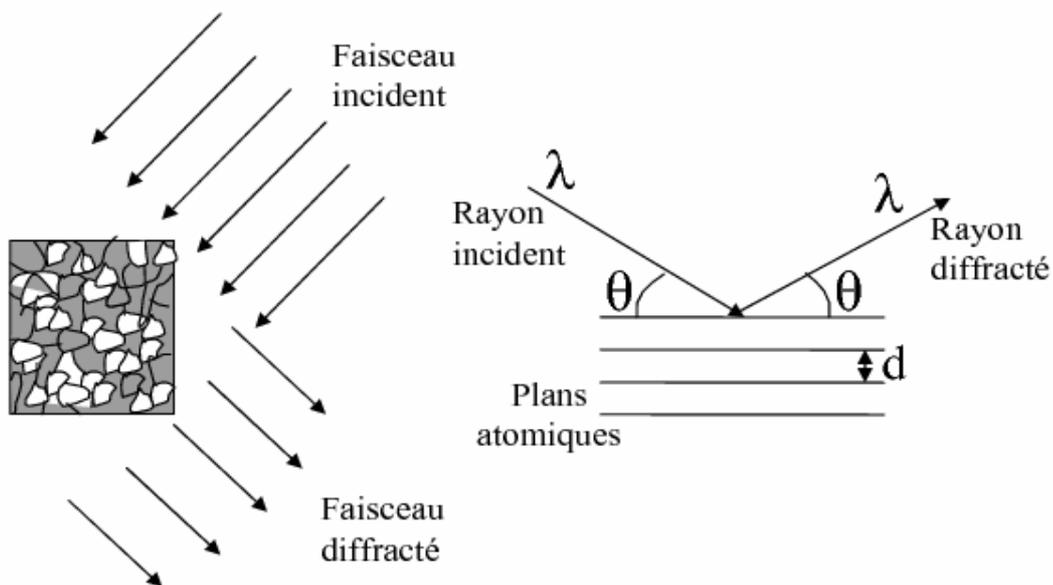


Figure 1.15: Principe de la diffractométrie RX

La diffractométrie à rayons X (DRX ou XRD) est une technique d'analyse fondée sur la diffraction des rayons X sur la matière. Cette technique permet l'étude de

texture cristallographique mais aussi l'identification de phases ou la détermination de contraintes résiduelles.

Le réseau cristallin est constitué de mailles (cubiques faces centrées dans notre cas). On peut distinguer plusieurs plans caractéristiques pour chaque géométrie de maille. Ces plans sont désignés conventionnellement par les indices de Miller $\langle hkl \rangle$. La DRX permet d'observer les plans parallèles à la surface de l'échantillon. Pour cela, un rayon X (RX) de longueur d'onde λ est projeté sur la surface de l'échantillon avec un angle d'incidence θ . Si la loi de Bragg est vérifiée, on a un rayon diffracté de même longueur d'onde avec le même angle (Figure 1.15). La loi de Bragg s'écrit :

$$n\lambda = 2d\sin(\theta) \quad (1.11)$$

Avec

n ordre de diffraction, dans notre cas $n=1$,

λ longueur d'onde du RX,

d distance interréticulaire,

θ angle d'incidence du RX.

Pendant l'essai de diffraction, on fait varier l'angle d'incidence et on observe s'il existe un rayon diffracté. Connaissant λ et θ , on peut trouver la distance interréticulaire d qui est fonction du plan cristallin. La figure 1.16 montre un diffractogramme qui représente l'intensité des rayons diffractés en fonction de l'angle d'incidence. A chaque pic correspond un plan cristallin $\langle hkl \rangle$. On le compare ensuite à la signature du matériau qui correspond à un diffractogramme de poudre, soit l'équivalent du matériau isotrope. Par exemple, si le pic du plan $\langle 220 \rangle$ est plus élevé que dans la signature, on peut dire que c'est une orientation préférentielle.

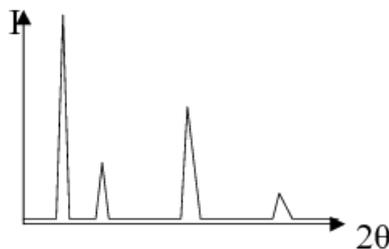


Figure 1.16: Diffractogramme

Problème de fluorescence :

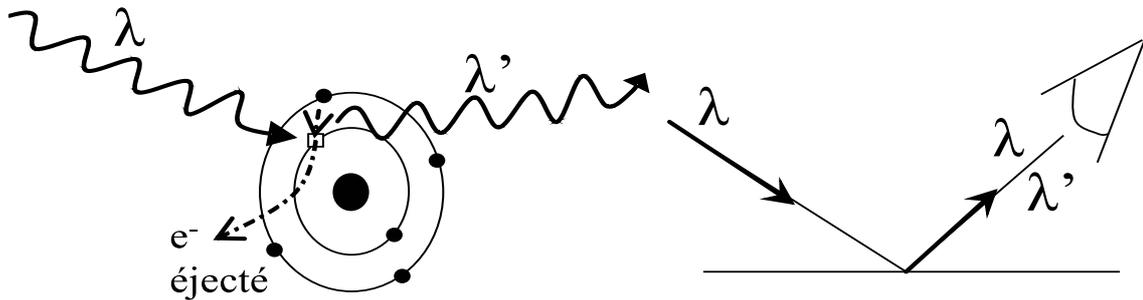


Figure 1.17: Principe de la fluorescence

La diffraction est ici le phénomène qui nous intéresse mais il n'est pas le seul présent lorsqu'on envoie des rayons X sur la matière. Il existe notamment d'autres phénomènes qui dépendent de la chimie du matériau. La diffraction est ce que l'on appelle de la diffusion élastique c'est-à-dire que l'énergie incidente est égale à l'énergie diffracté. Il existe aussi la diffusion inélastique, notamment la fluorescence qui est une diffusion continue et isotrope de rayons X et peut gêner l'observation de la diffraction. La fluorescence, schématisée sur la Figure 1.17, se produit lorsque l'énergie des rayons X est suffisante pour ioniser les électrons de cœur des atomes. L'électron ionisé est éjecté de l'atome et laisse une lacune. Le réarrangement naturel des électrons fait alors qu'un électron périphérique va se déplacer pour remplir la lacune. Pendant ce déplacement, l'électron perd de l'énergie, qui va être émise sous forme de photons, lui aussi dans le domaine X mais d'une autre longueur d'onde λ' . Ces nouveaux RX vont s'ajouter aux RX de longueur d'onde λ . On a alors un bruit de fond très élevé.

Par exemple, on sait que les RX produits à partir de cuivre fluorescent avec les atomes de fer, très présents dans nos alliages. Deux méthodes permettent de s'affranchir du problème de fluorescence :

- la valeur de λ' est connue si on connaît la chimie du matériau. On peut donc filtrer la longueur d'onde λ' au niveau du récepteur.
- On produit des RX à partir de cobalt. Leur énergie est inférieure et insuffisante pour ioniser le fer.

Remarque : la fluorescence n'est pas toujours un problème, elle est notamment utilisée pour l'analyse de la composition chimique de matériaux.

Dans notre cas, on utilisera du cuivre avec un filtre pour ne pas capter les RX dus à la fluorescence.

Par ailleurs, si l'on incline l'échantillon, le nombre de grains que le plan (hkl) diffracte, va varier ; ainsi, en mesurant la hauteur de deux pics pour plusieurs orientations de l'échantillon, on peut déterminer l'orientation globale des grains, c'est-à-dire la texture. De ces orientations découlent les figures de pôles (Figure 1.18). Une figure de pôle représente la densité de grain par orientation cristallographique [Panière (1999)].

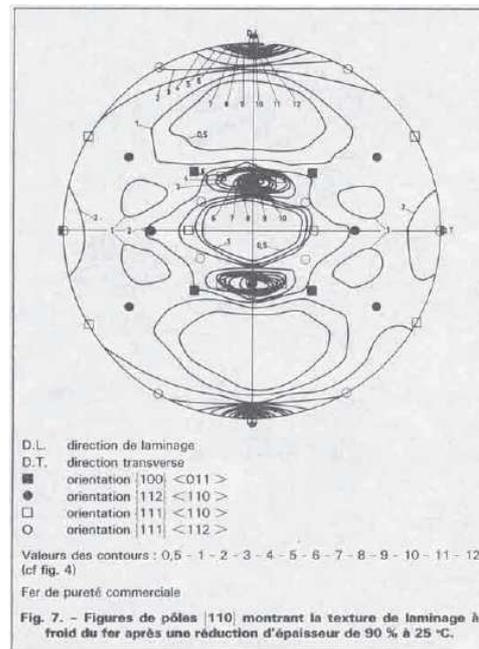


Figure 1.18: Exemple de figure de pôles [Panière (1999)]

EBSD [GN-MEBA et Pouchou (2004)]

La technique de diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) permet de connaître localement l'orientation cristallographique. Elle est mise en place grâce à un détecteur spécifique EBSD, monté sur un MEB (Figure 1.19(a)). La diffraction des électrons rétrodiffusés produit sur un écran de phosphore un diagramme de diffraction (Figure 1.19(b)) spécifique pour chaque orientation cristalline. Le balayage de l'échantillon permet de connaître l'orientation grain par grain. On obtient alors une image des grains où chaque couleur représente une orientation cristallographique (Figure 1.19(c)). Cette technique nécessite une très bonne préparation (surface non écrouie, non oxydée) qui dépend du matériau (électropolissage). Cette technique est plus complexe mais son résultat est beaucoup plus simple à interpréter.

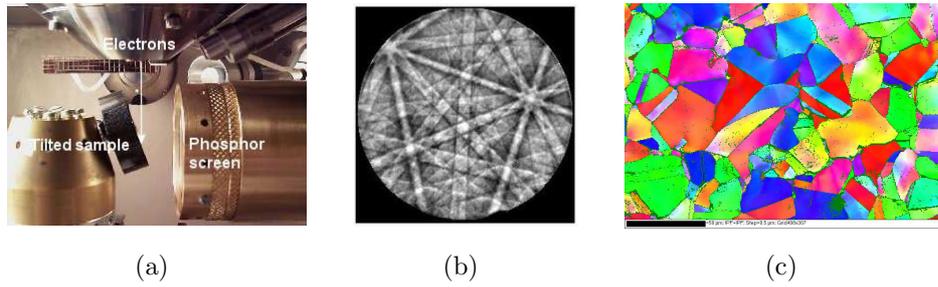


Figure 1.19: EBSD : (a) Principe de l'EBSD, (b) exemple de diagramme de diffraction obtenu, (c) exemple d'image des différentes orientations cristallologiques des grains [Oxford-Instruments (2007)].

1.2.3.5 Modélisation de l'anisotropie

Il existe différentes manières d'inclure l'anisotropie dans un modèle. Nous allons les présenter brièvement ici. Pour plus de détails, la thèse de M. Beringhier (2006) décrit précisément ces modèles.

Modèles fondés sur des descriptions anisotropes À l'échelle continue, les critères d'anisotropie sont définis mathématiquement par des surfaces d'écoulement ou des potentiels. Ces critères sont des extensions des critères de Tresca et de Von Mises définis pour les matériaux isotropes. Le premier critère d'anisotropie plastique a été proposé par Hill (1948). Il est fondé sur les hypothèses suivantes :

- il existe trois plans de symétrie orthogonaux, les directions normales à ces plans sont appelées les axes principaux d'anisotropie,
- l'effet Bauschinger est ignoré,
- la pression hydrostatique n'a pas d'influence sur le comportement du matériau.

Ce critère d'écoulement est une expression quadratique à 6 paramètres, qui est une extension du critère de Von Mises :

$$F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{22}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2 = 1$$

La forme de la surface d'écoulement dans l'espace des contraintes est déterminée par les 6 coefficients F, \dots, N . Ce modèle est intégré dans un grand nombre de codes EF même s'il ne s'applique théoriquement qu'aux matériaux orthotropes. D'autres critères non quadratiques ont été proposés afin de pallier cette limitation [Barlat et Lian (1989)].

L'utilisation des surfaces d'écoulement phénoménologiques décrites par les critères anisotropes macroscopiques a un grand nombre d'avantages. Tout d'abord, leur implantation numérique dans un code EF est simple en comparaison des autres modèles présentés après. De plus, elles permettent de décrire l'anisotropie globale et non pas celle uniquement liée à la texture cristallographique. Ces modèles présentent néanmoins différents inconvénients non négligeables. Les paramètres relatifs à ces critères ne sont pas toujours faciles à déterminer expérimentalement. De plus, l'expression de la forme de la surface d'écoulement en fonction de la déformation est difficile à expliciter et il n'y a pas de description naturelle de l'évolution de l'anisotropie en grande déformation.

Modèles basés sur la théorie de la plasticité cristalline [Ning et Aifantis (1996); Khang et Cheng (1998)]

Ces modèles prennent en compte explicitement certains paramètres microstructuraux tels que la texture cristallographique ou encore le mouvement des dislocations, et utilisent la théorie de la plasticité cristalline [Darrieulat et Montheillet (2003); Habraken et Duchêne (2004)]. Cette théorie est fondée sur l'obtention d'une surface d'écoulement à partir de la plasticité cristalline. La surface d'écoulement est ajustée aux données issues d'un modèle polycristallin. La description de la surface d'écoulement peut donc être beaucoup plus complexe que celle des modèles basés sur des critères macroscopiques. Le nombre de paramètres à déterminer pour la description de la surface d'écoulement reste aussi élevé voire plus élevé que dans le cas des critères macroscopiques. Cependant, ces modèles basés sur des critères ont un avantage important : ils permettent de formuler une loi d'évolution de la forme de la surface d'écoulement basée sur les principes de la déformation plastique.

Comme le modèle micromécanique n'est pas entièrement couplé à la méthode EF, l'actualisation de la texture cristallographique n'est pas automatique. Durant une simulation, la surface d'écoulement reste donc la même que celle définie à l'aide de la texture initiale. Un calcul de l'évolution de la texture cristallographique au cours de la simulation est cependant possible [Winters (1996)].

Modèles polycristallins La réponse mécanique d'une multitude de monocristaux à un chargement peut être décrite par les modèles polycristallins. Différents modèles polycristallins ont été développés. Ces modèles sont basés sur les principes de l'homogénéisation [Masson (1998)]. Les différences principales entre les modèles

proposés sont les lois constitutives à l'échelle du grain et les méthodes de changement d'échelle permettant de passer de l'échelle du grain à l'échelle de l'agrégat polycristallin. Le modèle de Taylor (1938) est le modèle le plus ancien supposant une déformation homogène sur l'ensemble du polycristal.

Les modèles de changement d'échelle les plus récents utilisent les méthodes des éléments-finis [Dawson *et al.* (2003)]. Les cristaux représentatifs du polycristal sont maillés individuellement. A chaque élément du maillage, les principes de la plasticité mono-cristalline sont appliqués et la loi constitutive macroscopique du polycristal est obtenue par le calcul mécanique sur les EFs. Cette méthode a principalement été utilisée pour comprendre le comportement mécanique d'un polycristal. Ce type d'approche permet en effet d'étudier l'évolution de texture et l'effet de l'interaction entre les grains sur les courbes de contrainte/déformation. Il permet aussi de rendre compte des systèmes de glissement actifs et des densités de dislocation locales ; ce qui permet d'étudier l'impact de l'accommodation intergranulaire et de l'hétérogénéité intragranulaire.

L'avantage de ce type d'approche est le couplage direct entre la texture et le procédé de mise en forme. L'hétérogénéité de déformation parmi les cristaux, la forme des grains et l'interaction entre les grains sont ainsi décrites au niveau microscopique. Ce couplage permet de prédire correctement l'anisotropie mais aussi l'évolution de la texture cristallographique et de l'anisotropie induite au cours de la déformation. Cependant le temps de calcul de ce type de couplage est très important. Le temps CPU du modèle polycristallin augmente très rapidement avec le nombre de cristaux représentatifs.

1.2.3.6 Étude de l'anisotropie en tréfilage

Il n'existe pas d'étude concernant l'anisotropie pour l'étirage de tube. En revanche, quelques articles sur le tréfilage ou le formage de tôles simulent l'anisotropie à partir de l'étude de la texture. Pour tenir compte de la texture en EF, il existe deux méthodes : soit remplacer le critère isotrope par une surface de charge anisotrope, déduite de la texture, soit utiliser un ensemble discret de grains pour représenter le matériau polycristallin. Cette dernière méthode évite de calculer la surface de charge mais demande beaucoup de ressources informatiques.

He et al (2003) utilisent la première méthode pour modéliser le tréfilage. Ils réalisent un modèle 2D, un modèle 3D anisotrope et les comparent aux contraintes

1.2. Problématiques rencontrées dans la modélisation de mise en forme

Measured and simulated residual stresses on the surface of drawn steel wire ($\epsilon = 0.27$)

Stress components	2D isotropic FE model	3D anisotropic FE model	X-ray diffraction Reuss model+ODF (standard deviation)
σ_{11} (axial, MPa)	318	258	263 (3)
σ_{22} (tangential, MPa)	261	223	181 (17)

Figure 1.20: Comparaison de contraintes résiduelles après tréfilage : simulation 2D isotrope, simulation 3D tenant compte de l'anisotropie et mesures des contraintes aux RX [He et al (2003)]

résiduelles. Les calculs sont effectués sur Abaqus. Les contraintes résiduelles sont plus faibles lorsque l'on tient compte de la texture, bien que celle-ci soit faible puisque le fil est recuit. La diffraction à rayons X permet de connaître les contraintes résiduelles à la surface du fil. Le tableau de la figure 1.20 compare les valeurs obtenues par EF et par DRX. Les contraintes axiales obtenues par DRX et par le modèle 3D sont très proches. En revanche, pour la contrainte radiale, les valeurs obtenues grâce aux modèles 3D et celles obtenues par RX sont assez éloignées. Cette différence est probablement causée par une imprécision des mesures RX due à la courbure de la surface d'un fil.

Li et al (2001) utilisent la même méthode et l'appliquent à l'emboutissage. Une fonction analytique (potentiel plastique) définie dans un espace de vitesse de déformation est utilisée pour décrire la forme de la surface de charge. Ce potentiel plastique est défini à partir de figures de pôles. Li et al (2001) le comparent à celui obtenu grâce à la théorie de plasticité cristalline de Taylor et décrivent le programme utilisé pour intégrer l'anisotropie dans Abaqus. Les résultats éléments-finis concordent avec les essais : ils arrivent à prévoir l'anisotropie induite par l'emboutissage. Les modèles anisotropes ont une meilleure concordance que le modèle classique isotrope.

1.2.3.7 Conclusion sur la partie anisotropie

L'étirage crée de l'anisotropie dans le tube. Le recuit présent entre chaque passe d'étirage a pour but de réinitialiser le matériau, en particulier du point de vue de l'anisotropie. Toutefois, il sera nécessaire de pouvoir déceler et, le cas échéant, de quantifier l'anisotropie du matériau. On a vu qu'il existait pour cela plusieurs méthodes réparties en deux groupes :

- une observation de la texture à l'échelle du grain de la structure cristallographique (DRX ou EBSD),
- une étude macroscopique observant le comportement du matériau suivant différentes directions.

L'observation de la texture par des moyens tels que la diffraction RX est compliquée car la surface d'un tube n'est pas plane par définition. De plus, l'épaisseur étant faible sur la plupart des tubes, cela limite l'étude dans la section aussi. Quant à l'observation macro comme la traction dans différentes directions, très utilisée en formage de tôles, elle est là aussi compliquée par la géométrie tubulaire. Dans les deux cas, l'application de ces techniques sur des tubes devra être réalisée avec précaution.

Enfin, l'anisotropie peut être modélisée par différentes méthodes :

- soit avec des critères basés sur des descriptions d'anisotropie macroscopiques (Hill),
- soit avec des modèles basés sur la théorie de la plasticité cristalline
- soit avec des modèles polycristallins.

Dans tous les cas, ces modèles demandent des ressources informatiques et un savoir-faire certain, en particulier les modèles polycristallins.

1.2.4 Tribologie

La tribologie recouvre, entre autres, tous les domaines du frottement, de l'usure et de la lubrification. Nous nous intéressons ici plus particulièrement au frottement.

1.2.4.1 Définition du frottement

Le frottement provient des interactions entre les aspérités microscopiques existant à la surface de deux corps en contact. Dans tous les cas, il engendre une résistance au mouvement, provoquant la création de forces de frottement et la dissipation de chaleur. Les frottements interviennent dans la grande majorité des phénomènes physiques de la vie courante. Ils sont parfois exploités (par exemple pour le freinage), mais ils ont également des conséquences fâcheuses (usure, perte d'énergie et de rendement, échauffement).

On définit un contact frottant entre deux solides avec $\vec{N} = \frac{\|\vec{N}\|}{S}$ l'effort normal entre les deux solides et $\vec{T} = \frac{\|\vec{T}\|}{S}$ la réaction tangentielle, avec S la surface de contact (Figure 1.21). La différence des vitesses tangentielles entre les deux solides est appelée vitesse de glissement et notée \vec{v}_g .

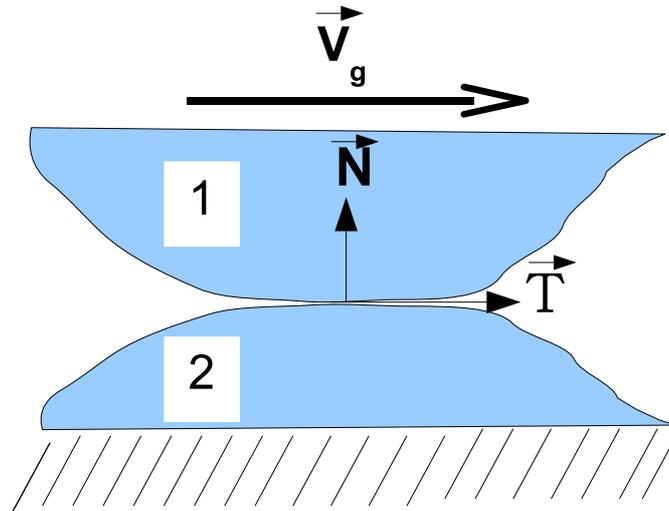


Figure 1.21: Schéma de deux corps solides en contact.

1.2.4.2 Lois de frottement

Il existe des lois de frottement mettant en jeu la pression de contact σ_N et la contrainte de cisaillement σ_T . Dans les simulations de mise en forme, le frottement est le plus souvent modélisé par le modèle de Coulomb ou celui de Tresca (Figure 1.22).

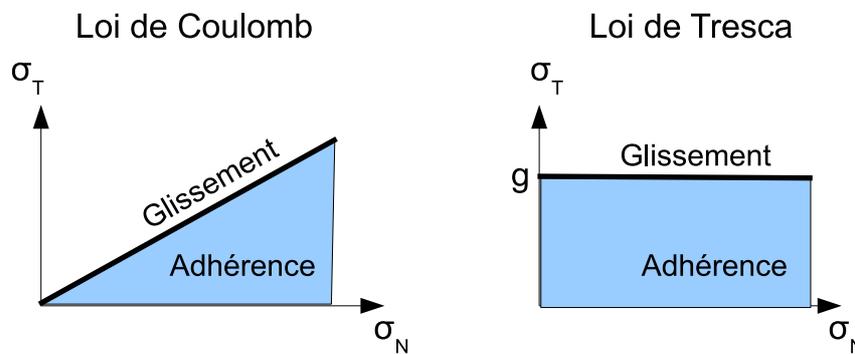


Figure 1.22: Lois de Coulomb et de Tresca

La loi de Coulomb s'écrit :

$$\begin{cases} \|\sigma_T\| \leq \mu \|\sigma_N\| \\ \text{Si } \|\sigma_T\| < \mu \|\sigma_N\| \text{ alors il y a adhérence,} \\ \text{Si } \|\sigma_T\| = \mu \|\sigma_N\| \text{ alors il y a glissement.} \end{cases} \quad (1.12)$$

Avec μ le coefficient de frottement

Cette loi traduit la dépendance d'un seuil de frottement aux efforts normaux. μ désigne le coefficient de frottement (généralement considéré constant dans un but de simplicité).

Quand les pressions de contact sont très grandes, le modèle n'impose pas de limites aux contraintes de cisaillement. Ceci n'est généralement pas le cas expérimentalement. Il est alors possible d'ajouter une contrainte de cisaillement maximale τ_{max} au modèle de Coulomb, en général égale à $\sigma_0/\sqrt{3}$, avec σ_0 la limite élastique de la surface adjacente. La loi de Coulomb permet toutefois de modéliser bon nombre de problèmes de frottement et présente l'avantage de ne nécessiter la connaissance que d'un seul paramètre μ .

La loi de Tresca peut également être utilisée, elle s'écrit :

$$\begin{cases} \|\sigma_T\| \leq g \\ Si \|\sigma_T\| < g \text{ alors il y a adhérence,} \\ Si \|\sigma_T\| = g \text{ alors il y a glissement.} \end{cases} \quad (1.13)$$

Dans ce modèle, la charge de glissement ne dépend pas de l'effort mais uniquement d'une valeur seuil, notée g . A la limite de ce seuil se produit le glissement de la zone de contact, le déplacement tangentiel est alors considéré opposé et proportionnel à l'effort tangentiel.

$$g = m \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$$

La loi de Tresca a l'avantage d'être très simple. Toutefois, imaginons un objet posé sur le sol, il paraît naturel que l'effort nécessaire à le faire glisser dépende de son poids. La loi de Coulomb permet donc de modéliser ce type de comportement plus fidèlement.

Quelle que soit la loi choisie, la valeur d'un coefficient de frottement est difficilement modélisable car il dépend de nombreux paramètres, tel que le couple de matériaux en contact, la lubrification, l'état de surface des matériaux ou la température. De plus, dans la littérature, de nombreux résultats expérimentaux et formules empiriques font intervenir la vitesse de glissement [Linck (2005)]. En revanche, la valeur d'un coefficient de frottement ne dépend ni de la nature géométrique, ni de l'aire de la surface de contact, ni de l'intensité de l'effort normal [Mosser (2005)].

A titre indicatif, on peut toutefois donner quelques ordres de grandeur [Milan (2008)] :

De 0,3 à 1 Frottement de deux métaux non préparés dans l'air, à sec.

De 0,1 à 0,2 Plupart des métaux dans l'air avec les lubrifiants usuels (huile) :
lubrification onctueuse.

De 0,05 à 0,1 Surfaces préparées convenablement, lubrifiées avec du graphite, du
bisulfure de molybdène ou certains acides gras.

1.2.4.3 Frottement utilisé pour l'étirage de tube

Références	μ	Justifications	Comparaisons		
			XP	EF	A
Tréfilage					
Chin et Steif (1995)	0,03		x	x	
Kim <i>et al.</i> (1997) (Etude de l'usure des filières)	0,15	-	x	x	
Lazzarotto <i>et al.</i> (1997)	0,113	x	x	x	
El-Domiaty et Kassab (1998)	[0,05 : 0,2]	-	x		x
He <i>et al.</i> (2002)	0,03	x		x	x
Rubio et al (2005)	[0,03 : 0,2]	-		x	x
Overstam (2006)	0,06	-	x	x	
McAllen et Phelan (2007) (Etude d'endommagement)	[0,03 : 0,1]	-		x	
Étirage					
Sandru et Camenschi (1988)	0.2	-			x
Karnezis et Farrugia (1998)	0,06	-	x	x	
Kuboki et al (2008)	0,05	-	x	x	
Yoshida et Furuya (2004)	[0,03 : 0,1]	-	x	x	
Neves et al (2005)	0,05	-	x	x	x

Tableau 1.8: Récapitulatif des coefficients de frottement de Coulomb utilisés dans les études sur l'étirage et le tréfilage (XP : mesures expérimentales, EF : calculs éléments-finis et A : solution analytique).

Quelques exemples de coefficients de frottement trouvés dans la littérature du tréfilage et de l'étirage sont présentés dans la tableau 1.8. La loi la plus utilisée est celle de Coulomb. On peut constater que les valeurs du coefficient μ sont très diverses mais restent comprises entre 0,03 et 0,2. La plupart des études ne justifient

pas le coefficient choisi. Chin et Steif (1995), Karnezis et Farrugia (1998) et Neves et al (2005) comparent les résultats calculés aux forces d'étirage expérimentales. On peut supposer qu'ils en ont déduit le coefficient de frottement. De même, He *et al.* (2002) justifient leur coefficient de frottement lors d'une étude précédente en comparant forces expérimentale et numérique [He *et al.* (2001)]. Overstam (2006) choisit un coefficient égal à 0,03 en faisant une moyenne des coefficients trouvés dans la littérature. Mais, en 2004, ils ont montré que la corrélation avec des résultats expérimentaux s'avère correcte plutôt pour des coefficients allant de 0,042 à 0,085 [Overstam et Jarl (2004)]. Karnezis et Farrugia (1998) utilisent en plus des mesures en température pour valider leur coefficient de frottement mais ils ne tiennent pas compte d'autres paramètres influant sur la température comme la conduction thermique au contact. Finalement, seuls Lazzarotto *et al.* (1997) effectuent des essais spécifiques afin de déterminer précisément le coefficient de Coulomb. Ces essais sont détaillés dans le paragraphe suivant qui présente les tests existants pour étudier le frottement.

1.2.4.4 Moyens de détermination des propriétés de contact

Il existe différents moyens expérimentaux pour déterminer un coefficient de frottement. Tout d'abord, le moyen le plus classique est l'utilisation d'un tribomètre. Cet appareil permet de déterminer certaines propriétés tribologiques de couches minces, comme la résistance à l'usure ou le coefficient de friction. L'échantillon est placé sur un disque tournant à une vitesse angulaire choisie. Ce test est standardisé par l'ASTM [Norme G99 (2005)].

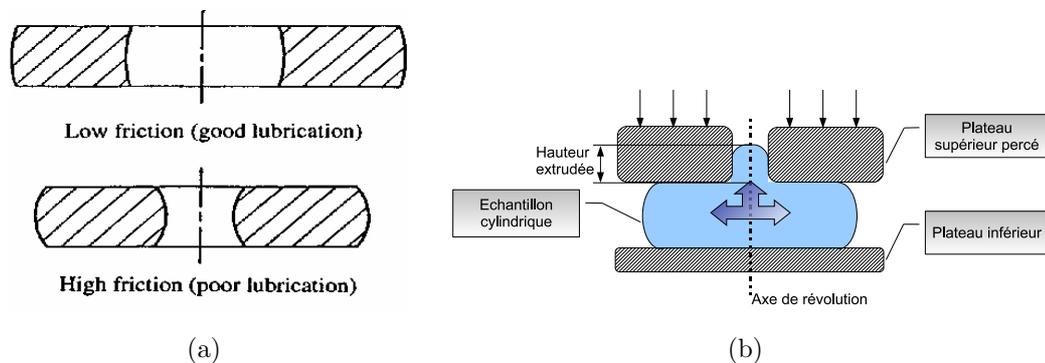


Figure 1.23: Principe de l'essai de compression d'une bague [Sofuoglu *et al.* (2001)] (a) et de l'essai avec extrusion, l'essai ODBET [Sofuoglu et Gedikli (2002)] (b).

Toutefois, dans le domaine de la mise en forme, l'essai le plus utilisé est la compression d'une bague (Figure 1.23-a). Ce test a été conçu par Kunogi (1956), puis amélioré par Male et Cockcroft (1964). Lors de la compression de la bague, le diamètre intérieur va augmenter ou diminuer et ce phénomène dépend du frottement. Le diamètre intérieur ne dépend donc pas seulement de la réduction de la hauteur mais aussi du frottement. La réalisation d'un grand nombre de tests permet d'obtenir des abaques (Figure 1.24-a) qui permettent ensuite de déterminer rapidement le coefficient de frottement à partir d'un seul essai de compression. La relation entre la réduction en hauteur et la réduction du diamètre a d'abord été étudiée analytiquement [Male et Cockcroft (1964)] avec des simplifications importantes (pas d'effet tonneau, pas d'écaillage et une contrainte de cisaillement constante à l'interface), puis avec des simulations EF. Ainsi, grâce aux EF, Sofuoglu *et al.* (2001) ont pu étudier l'influence des propriétés matériaux, des vitesses de déformation et de l'effet tonneau sur les courbes de calibration et en conclure que chaque paramètre a un effet non négligeable sur les courbes de calibration obtenues. Ainsi, bien que cette méthode soit largement utilisée, le recours généralisé aux courbes de calibration est impossible puisque chaque nouvelle condition de procédé nécessite une nouvelle courbe. De plus, la compression d'un anneau n'est pas très représentative de certains procédés de mise en forme.

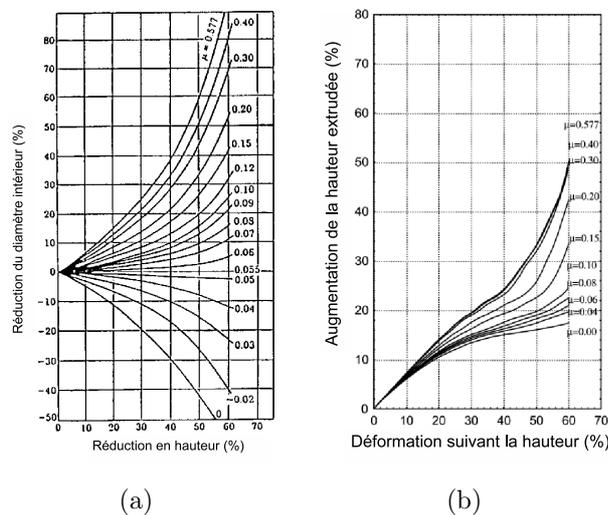


Figure 1.24: Exemples de courbes de calibration : (a) ring compression test (réduction du diamètre intérieur vs réduction de hauteur) [Male et Cockcroft (1964)], (b) ODBET (hauteur extrudée vs réduction de hauteur) [Sofuoglu et Gedikli (2002)]

Sur le même principe, Sofuoglu et Gedikli (2002) ont alors proposé une autre

géométrie (test ODBET). Un cylindre est compressé entre deux plaques. La plaque supérieure est percée (Figure 1.23-b). Le matériau est alors extrudé à travers le plateau supérieur. La comparaison de la géométrie du matériau écoulé à celle obtenue par une simulation EF donne une indication sur le coefficient de frottement (Figure 1.24-b). Ces déformations se rapprochent plus de celles de procédés comme l'extrusion.

Dans le but de se rapprocher au maximum des conditions réelles du procédé, des essais spécifiques de frottement sont utilisés en emboutissage. Une bande de métal est étiré par un poinçon (schématisé sur la Figure 1.25). Le système est équipé d'extensomètres et le coefficient de frottement est déduit des déformations. Il a été montré qu'avec les mêmes matériaux et lubrifiants, le coefficient de frottement dépendait de la déformation du spécimen, des vitesses de déformation, des pressions locales et du rayon du poinçon. Cela montre encore une fois la difficulté de la détermination des coefficients de frottements.

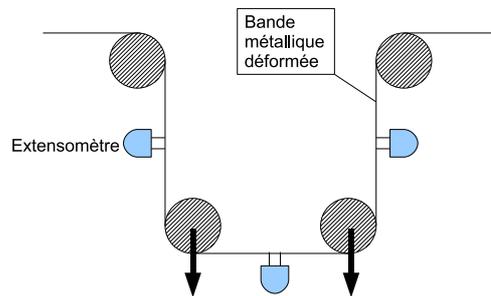


Figure 1.25: Principe de mesure du frottement par étirement d'une bande.

Plus proche du procédé d'étirage, Lazzarotto *et al.* (1997) ont conçu un test de glissement dans les conditions réelles du contact pendant le tréfilage. Un fil est placé dans un bloc fixe en forme de V et un poinçon mobile joue le rôle de la filière (figure 1.26(a)).

Au début de l'essai, on impose une pénétration du poinçon dans l'échantillon, puis le poinçon est avancé dans la direction du fil avec une vitesse d'avance identique à celle du procédé. Afin de respecter les propriétés physiques et chimiques de l'interface, le test utilise des fils directement issus de l'industrie et le poinçon est dans le même matériau que les filières, avec le même traitement de la surface.

Les paramètres du test sont définis à partir de graphes simples pour représenter

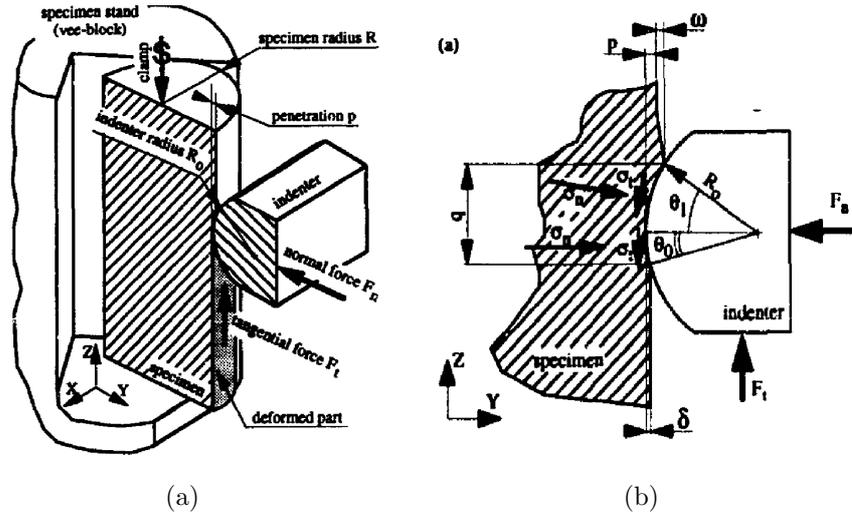


Figure 1.26: Upsetting sliding test reproduisant les conditions de tréfilage pour déterminer le coefficient de frottement à partir des efforts mesurés [Lazzarotto *et al.* (1997)].

les déformations. La figure 1.26(b) montre les paramètres géométriques : q la longueur du contact, δ le retour élastique radial derrière le poinçon, p la pénétration du poinçon. Les efforts normaux F_N et tangentiels F_T sont enregistrés. A partir des équations d'équilibre, Lazzarotto *et al.* (1997) définissent les contraintes normale σ_N et tangentielle σ_T en fonction des efforts mesurés. Le coefficient de frottement de Coulomb peut alors être exprimé par :

$$\mu = \frac{\sigma_T}{\sigma_N} = \frac{\delta - p + q \frac{F_T}{F_N}}{q - (\delta - p) \frac{F_T}{F_N}}$$

Le coefficient de frottement de Coulomb est ensuite utilisé dans un code EF. Ainsi, avec un minimum de simulations du procédé, Lazzarotto *et al.* (1997) obtiennent un très bon accord (<1%) entre les résultats des calculs EF et les résultats expérimentaux. Ce test semble donc être un bon outil pour définir le coefficient de Coulomb pour ce type de mise en forme car il reproduit bien les conditions du contact pendant l'étrépage mais il semble assez complexe à réaliser.

1.2.4.5 Conclusion sur la tribologie

Même s'il peut être modélisé de manière simple, le frottement reste un problème très difficile à appréhender. En effet, beaucoup de paramètres matériaux-procédés l'influencent. Dans la littérature sur l'étrépage ou le tréfilage, on constate une grande

variation dans le choix du coefficient de frottement. Dans la plupart des cas, celui-ci n'est pas justifié. Beaucoup de données quant aux conditions des procédés ne sont pas connues non plus. C'est pourquoi ces coefficients ne peuvent être utilisés directement pour notre étude. Il s'avère donc incontournable de mettre en place un dispositif expérimental afin d'évaluer le coefficient de frottement. Le dispositif de Lazzarotto *et al.* (1997), bien que sa mise en oeuvre soit assez complexe, semble le plus intéressant pour notre cas car il reproduit exactement les conditions du procédé. De la même manière que Lazzarotto *et al.* (1997), nous étudierons le frottement au sein même du procédé industriel d'étirage. Ainsi, nous sommes certains d'être dans les bonnes conditions matériaux-procédés.

La compréhension des phénomènes impliqués dans la mise en forme vont permettre de réaliser des modèles numériques. Toutefois, les notions concernant les limites de la formabilité sont aussi essentielles pour une utilisation pratique des simulations numériques.

1.2.5 Limites de la formabilité

Afin d'optimiser une gamme d'étirage, il est primordial de définir des critères limites de formabilité. Une première étape de l'étude de l'endommagement consiste à bien connaître les phénomènes mis en jeu. Pour cela, une observation minutieuse des surfaces de rupture est nécessaire. Ensuite, il faut choisir le critère le mieux adapté et en définir les limites. Dans cette partie, nous allons définir la ductilité et l'endommagement, puis les moyens existants pour les observer. Nous passerons ensuite en revue les différentes méthodes utilisées habituellement pour prédire des ruptures.

1.2.5.1 Définition de la ductilité

La ductilité est l'aptitude d'un matériau à subir une déformation irréversible sans se rompre. La rupture se fait lorsqu'un défaut (fissure ou cavité), induit par la déformation plastique, devient critique et se propage. La ductilité est donc l'aptitude qu'a un matériau à résister à cette propagation. S'il y résiste bien, il est dit ductile, sinon il est dit fragile.

Les métaux, en dehors de conditions anormales (très basse température, grande vitesse de déformation, défauts préexistants), sont ductiles et peuvent atteindre des

grandes déformations avant rupture. Ainsi, dans le contexte de la mise en forme des métaux, la ductilité est une propriété qu'il est très important de connaître, de contrôler et, éventuellement, d'améliorer.

Le processus de rupture ductile est marqué par 3 étapes, schématisées sur la figure 1.27 :

- la nucléation des cavités à partir des inclusions contenues dans le matériau,
- la croissance des cavités,
- la coalescence des cavités.

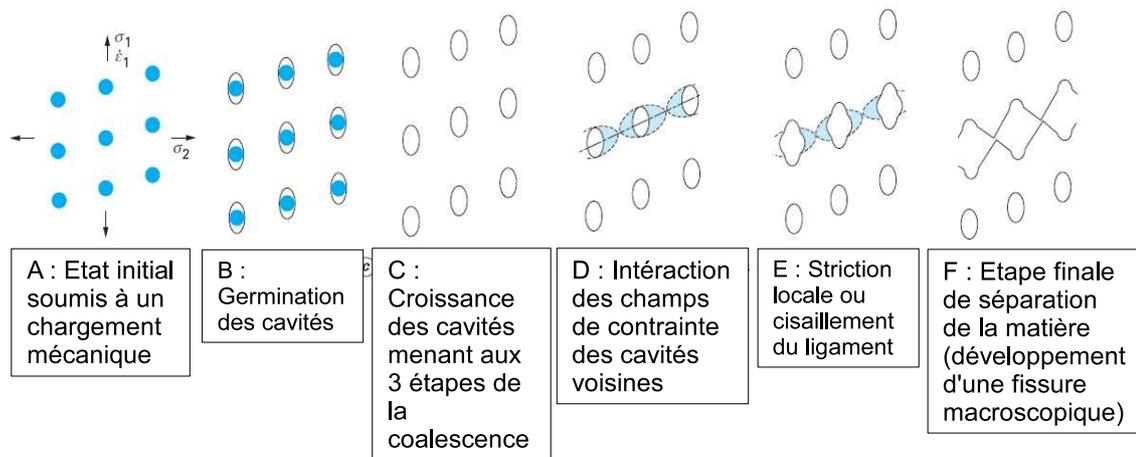


Figure 1.27: Schéma des mécanismes de la rupture ductile [Thomason (1990)]

Afin de connaître ce qui a pu conduire un matériau à la rupture, des observations peuvent être menées pendant la déformation et après la rupture.

1.2.5.2 Méthodes d'observation de l'endommagement

Une mesure macroscopique comme l'allongement maximal pendant un essai de traction ($A\%$) permet de savoir si un matériau est plus ou moins ductile. Toutefois, si l'on souhaite comprendre les phénomènes mis en jeu dans l'endommagement, il sera nécessaire d'observer le matériau plus en profondeur.

- Des mesures directes peuvent être effectuées [Montheillet et Moussy (1988)] :
- observations d'une surface d'éprouvette, préalablement polie puis déformée (examen surfacique)
 - observations d'éprouvettes déformées puis sectionnées (examen à coeur)
 - observations de faciès de rupture (indication sur les derniers stades de l'endommagement)

Ces mesures, réalisées au MET ou au MEB, permettent d'observer les cavités. Elles autorisent donc théoriquement la quantification de l'endommagement, c'est-à-dire la mesure de toutes les grandeurs géométriques spécifiques des trous : teneur volumique déterminée à partir de la teneur surfacique qui lui est égale, forme, taille, nombre par unité de surface ou de volume. Ces techniques de mesures présentent l'inconvénient de n'observer que des surfaces planes, qui ne tiennent pas réellement compte des phénomènes réels tridimensionnels. Enfin, notons que les polissages après déformations peuvent produire des artefacts. La tomographie à rayons X permet de visualiser les cavités en 3D [Buffière *et al.* (1999)]. Des mesures indirectes, comme la mesure de densité, qui diminue avec la croissance de cavités, donnent aussi un aperçu de l'endommagement.

1.2.5.3 Détermination de la limite de formabilité

Nous allons maintenant nous intéresser à la façon de quantifier les limites d'un matériau.

D'après l'étude de ces différentes étapes, la déformation à la rupture du matériau est fonction :

- du matériau lui-même et notamment de son coefficient d'écroutissage n et de sa fraction volumique d'inclusions f_v ,
- de la température T ,
- de la vitesse de déformation,
- et de la triaxialité des contraintes β définie comme le rapport de la contrainte hydrostatique et de la contrainte de von Mises.

La triaxialité joue un rôle important sur le processus de croissance des cavités. Il n'est alors pas étonnant que l'on retrouve son influence sur la valeur de la déformation critique.

Quatre classes d'approches différentes [Montheillet et Moussy (1988)] peuvent être distinguées :

1. Critères de rupture ductile ne faisant pas intervenir l'endommagement. Il s'agit essentiellement d'approches macroscopiques traduites sous forme de courbes limites ou d'approches globales
2. Critères de rupture ductile faisant intervenir l'endommagement sous une forme simplifiée. L'influence des grandeurs mécaniques est introduite de façon intuitive à partir d'observations expérimentales (pas de bases physiques quantita-

tives).

3. Critères de rupture ductile faisant intervenir explicitement l'endommagement du matériau par le biais de considérations géométriques ou mécaniques concernant les microcavités et la matrice environnante.
4. Approche globale par la plasticité des milieux poreux couplée à un critère de rupture, d'instabilité locale ou plus exactement, de ruine de la matière par effondrement ou évanouissement des propriétés mécaniques.

Karnezis et Farrugia (1998) ont utilisé l'approche 2 en étirage de tubes. Elle est aussi utilisée en tréfilage [Oh *et al.* (1979); Tang *et al.* (1994); Alberti *et al.* (1994)]. La première approche, en particulier les courbes limites de formage, sont très utilisées en emboutissage. Elle peut être étudiée ici car nos tubes sont à parois minces. Ce sont ces deux approches que nous allons décrire.

Critères de rupture ductile simplifiés (approche 2)

Les relations les plus fréquemment utilisées [Lemaitre et Chaboche (1985)] s'expriment sous la forme de l'intégrale d'une fonction du tenseur des contraintes par rapport à la déformation équivalente de von Mises $d\bar{\varepsilon}$. Ainsi, le critère de Cockcroft-Latham s'écrit [Cockcroft et Latham (1968)] :

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_R} \max(\sigma_I, 0) d\bar{\varepsilon} = C \quad (1.14)$$

avec σ_I (Pa) la plus grande des contraintes principales, $\bar{\varepsilon}_R$ (sans dim.) déformation équivalente à la rupture, C (Pa) constante caractéristique du matériau. Cette relation repose sur l'hypothèse que l'endommagement est provoqué par les contraintes de traction uniquement. Il donne des résultats raisonnables dans le cas du formage et de la compression de cylindres. Il a été utilisé en étirage par Karnezis et Farrugia (1998) et en tréfilage [Oh *et al.* (1979); Tang *et al.* (1994)].

Le critère d'Oyane, lui, fait intervenir explicitement la triaxialité des contraintes β [Oyane (1972)] :

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_R} (1 + \alpha\beta) \bar{\varepsilon}^n d\bar{\varepsilon} = C'$$

avec α , n , C' (sans dim.) constantes caractéristiques du matériau. Ces deux

critères donnent des résultats raisonnables dans les cas de triaxialité relativement faible (par exemple, compression de cylindres ou tréfilage [Alberti *et al.* (1994)]).

Ces relations ne permettent pas de prendre en compte des effets complexes, tels que l'influence sur la déformation à la rupture de chemins de déformation non monotones. Certaines prévisions peuvent cependant être faites à l'aide de modèles plus sophistiqués.

Courbes limites de formage (approche 1)

Actuellement, les courbes limites de formage (CLF) sont utilisées pour caractériser l'aptitude des tôles minces à l'emboutissage. Le concept de CLF est introduit par Keeler et Backofen (1963) pour prédire la limite supérieure de formage de la tôle avant l'apparition de la striction. Ces courbes sont tracées dans le repère $(\varepsilon_M, \varepsilon_m)$ des déformations principales, ε_M étant par convention la plus grande de ces deux déformations. Elles représentent la frontière dans l'espace des déformations (ou des contraintes) entre les déformations homogènes et localisées de la tôle (Figure 1.28(a)). Les modes de déformations sont présentés sur la figure 1.28(b).

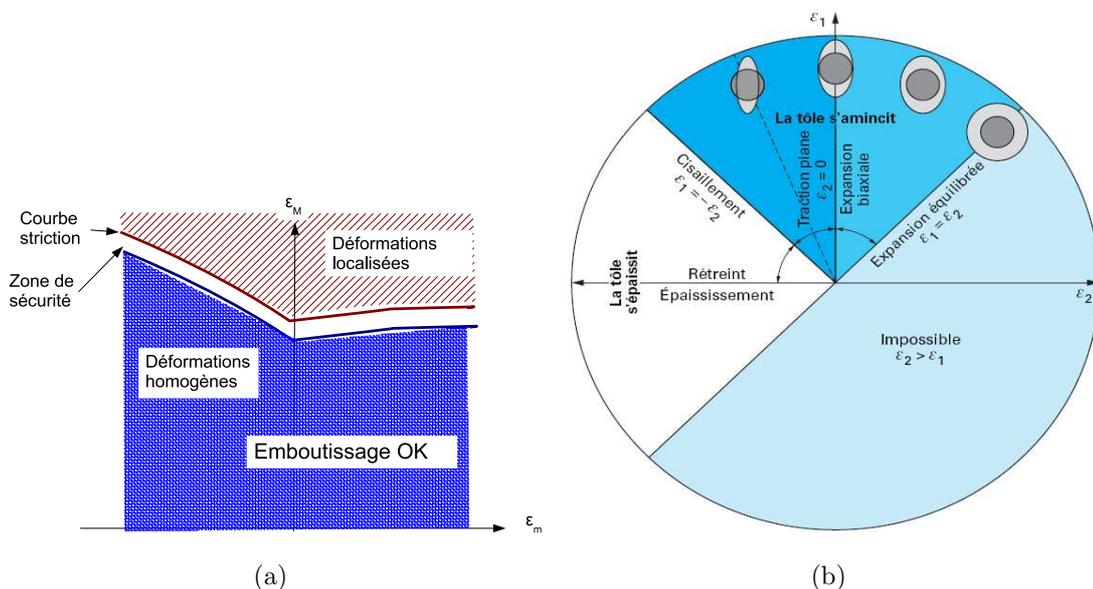


Figure 1.28: Courbes Limites de Formage : (a) principe, (b) modes de déformation pour une pièce emboutie [Col (2002)].

Nous distinguerons quatre types d'essais pour obtenir des CLF [Col (2002)] :

- La première solution consiste à utiliser des pièces industrielles. Keeler (1965) l'avait fait lors de ses premières études. Elle est très peu utilisée de nos jours.
- La deuxième méthode, souvent appelée en France méthode IRSID, fait appel à des emboutis circulaires ou plus ou moins elliptiques gonflés sous pression hydraulique pour la partie droite des courbes (expansion) et à des éprouvettes plus ou moins sévèrement entaillées pour la partie gauche (extension-rétreint). Ces dernières ont l'inconvénient de générer de forts gradients de déformation. On préfère donc les remplacer par des éprouvettes non entaillées de différentes largeurs. L'avantage de cette méthode est d'éliminer tout frottement.
- La troisième méthode, très répandue, consiste à utiliser un seul outil pour réaliser tous les modes de déformation; c'est la méthode Nakazima [Nakazima *et al.* (1968)]. On applique sur une matrice circulaire, à l'aide d'un serre-flan, des éprouvettes de différentes largeurs qu'on déforme ensuite avec un poinçon rigide hémisphérique. Si l'éprouvette est carrée, on obtient une expansion équi-biaxée et, en réduisant la largeur de départ, on tend vers la traction uniaxiale en franchissant tous les stades intermédiaires (traction plane, etc.).
- La dernière méthode que nous citerons, dite méthode Marciniak [Marciniak et Kuczinski (1967)], reprend le procédé précédent mais avec un poinçon plat et permet donc de déformer l'éprouvette sans la courber. Comme pour la méthode Nakazima, on utilise des éprouvettes de largeur variable, mais avec interposition d'un contre-flan (posé entre flan et poinçon) pour mieux homogénéiser les déformations et éviter la rupture sur le rayon de poinçon. C'est la réalisation idéale du contre-flan qui constitue la plus grande difficulté du procédé, surtout pour les tôles à hautes caractéristiques.

Les deux dernières méthodes citées sont les plus utilisées de nos jours.

Malgré quelques limites, les CLF sont des outils très utilisés pour toutes les applications liées au formage des tôles. Le premier défaut est qu'il n'existe pas réellement de normes associées à la caractérisation des CLF, excepté la norme ISO 12004 qualifiée de trop vague par de nombreux spécialistes. Le deuxième défaut majeur réside dans la dépendance des CLF vis à vis des chemins de déformation. La figure 1.29 présente trois CLF obtenues à partir de trajectoires de déformation différentes pour une tôle d'aluminium isotrope [Arrieux (1995)]. Ce caractère rend difficile et douteuse leur utilisation pour l'analyse de procédés de formage complexe, comme l'hydroformage par exemple. Ainsi, des nouvelles représentations ont été présentées afin de limiter cette dépendance. Arrieux (1995) a proposé une solution basée sur

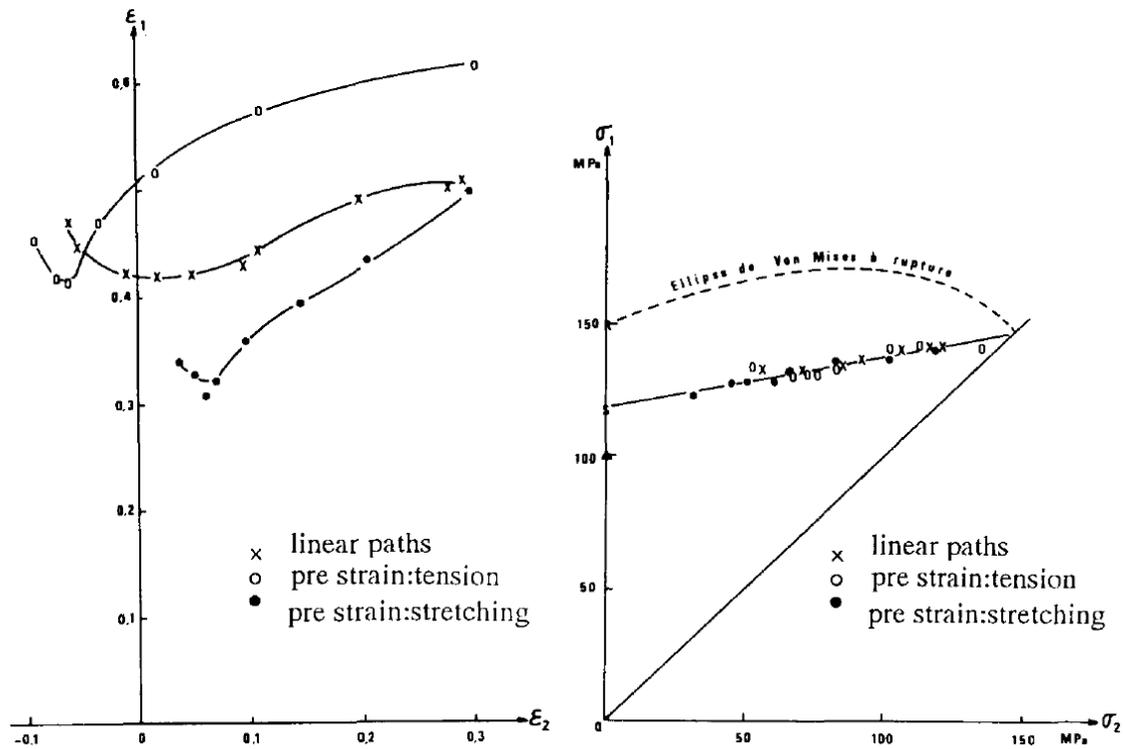


Figure 1.29: Influence du chemin de déformation sur les courbes limites de formage [Arrieux (1995)] : (a) courbes en déformations, dépendantes du chemin, (b) courbes en contraintes, indépendantes du chemin.

une représentation dans l'espace des contraintes. Dans cet espace il a démontré que la courbe limite ne dépend pas du chemin de déformation, comme présenté sur la figure 1.29. Le caractère intrinsèque d'un tel critère présente un grand intérêt pour les industriels. En effet, il peut être déterminé simplement à partir d'essais à trajectoires de déformation linéaires et il permet, moyennant le choix d'un modèle de comportement plastique, de prévenir l'apparition de striction quelque soit les trajectoires de déformations.

1.2.5.4 Conclusion sur la formabilité

Les limites de la formabilité d'un matériau sont complexes et il est difficile de donner un critère simple valable pour la mise en forme, car les trajets de déformation sont souvent complexes. Deux méthodes ont été présentées ici : les critères de rupture ductile et les courbes limites de formage. Le critère de Cockcroft-Latham est trop simple pour tenir compte de la réalité parfaitement. Toutefois, il sera intéressant de l'utiliser dans une première approche de la formabilité. Les courbes limites de

formage en contrainte, quant à elles, possèdent un avantage certain, du fait de leur indépendance aux chemins de déformation.

1.3 Conclusion

En présentant le contexte puis les phénomènes physiques mis en jeu, ce chapitre a permis de présenter les bases de ce travail de recherche.

Nous connaissons maintenant le procédé d'étirage, ses avantages et ses contraintes. Notre travail se concentrera sur l'étirage à creux, sur mandrin et sur boulet flottant de deux matériaux, l'acier inoxydable 316L et l'alliage cobalt L605. Les solutions analytiques ont montré leurs limites, du fait de la nécessité d'hypothèses très simplificatrices. Une analyse éléments-finis est donc justifiée pour approfondir la connaissance du procédé.

Les phénomènes physiques impliqués dans la mise en forme ont été présentés. Nous avons souligné l'importance de la vitesse de déformation. Elle peut augmenter les contraintes de façon non négligeable et il existe plusieurs modèles pour prendre en compte son influence. Bien qu'aucune étude sur l'étirage n'en tienne compte, plusieurs études ont montré que le 316L était sensible aux vitesses de déformation. En revanche, aucune bibliographie n'est disponible pour le L605. Le prochain chapitre s'attachera donc à quantifier cette influence. De plus, nous avons vu que la plasticité et les frottements échauffaient les matériaux. Nous tenterons de quantifier cette échauffement par la suite. Ensuite, l'étirage crée de l'anisotropie dans le matériau qui doit être annulée au recuit. Les modèles anisotropes demandent un savoir-faire et des moyens de calculs importants. Nous vérifierons l'isotropie, et ne ferons un modèle anisotrope que si nécessaire. La revue sur la tribologie en mise en forme rend compte de la difficulté de prévoir et quantifier les frottements. Il est nécessaire d'être au plus près des conditions d'étirage pour les étudier. Un essai d'étirage à creux instrumenté devrait permettre d'avoir des informations sur les frottements. Enfin, nous avons parcouru les différents moyens pour connaître les limites de formabilité de nos procédés. Le critère de Cockcroft-Latham et les courbes limites de formage sont des pistes intéressantes à explorer.

Chapitre 2

Essais

Table des matières

2.1	Essais d'étirage	60
2.1.1	Dispositif expérimental	61
2.1.1.1	Généralités	61
2.1.1.2	Mesure des efforts	64
2.1.1.3	Mesure de la température	65
2.1.2	Résultats	69
2.1.2.1	Généralités	69
2.1.2.2	Répétabilité et axisymétrie	70
2.1.2.3	316LVM	72
2.1.2.4	L605	77
2.1.3	Conclusion sur les essais d'étirage	83
2.2	Essais de caractérisation des matériaux	84
2.2.1	Essais de Cisaillement	84
2.2.1.1	Description de la manipulation	85
2.2.1.2	Caractéristiques des échantillons	86
2.2.1.3	Moyens d'observation de la déformation	86
2.2.1.4	Synchronisation	89
2.2.1.5	Essais réalisés	89
2.2.2	Essais de traction sur tube	89
2.2.2.1	Description du dispositif expérimental	90
2.2.2.2	Echantillons	90
2.2.2.3	Mesure de la déformation	91

2.2.2.4	Essais à vitesse de déformation constante	92
2.2.2.5	Essais de traction avec caméra thermique	94
2.2.3	Résultats des essais de traction et de cisaillement	96
2.2.3.1	316LVM	96
2.2.3.2	L605	99
2.2.4	Mesure de la convection	101
2.3	Essais de diffraction à rayons X	102
2.4	Conclusion	103

Introduction

Modéliser un procédé de mise en forme nécessite de bien connaître le procédé et les matériaux. Ce sera le but de ce chapitre. Dans une première partie, le procédé va être observé grâce à une instrumentation des bancs d'étirage. Des mesures d'efforts et de température sur trois types d'étirage vont être effectuées avec différents diamètres et vitesses. Les tubes étirés sont soit en acier inoxydable 316L, soit en alliage cobalt L605. L'objet de la seconde partie est la connaissance de ces matériaux, des essais de caractérisation seront décrits. On cherchera à déterminer les propriétés pouvant influencer le comportement thermomécanique du matériau. Ces propriétés ont été abordées dans le chapitre précédent. Le but est de connaître la loi de comportement viscoplastique, le type d'écrouissage et l'anisotropie du matériau.

2.1 Essais d'étirage

Afin d'avoir des données expérimentales du procédé étudié, des essais sur banc d'étirage ont été réalisés à Minitubes. Ces bancs industriels ont été instrumentés en effort et en température. Des essais d'étirage à creux, sur mandrin et sur boulet ont été réalisés.

2.1.1 Dispositif expérimental

2.1.1.1 Généralités

Avant chaque étirage, les tubes sont recuits dans une atmosphère de dihydrogène pur, pour empêcher l'oxydation des tubes. La température est maintenue à environ $\approx 1050^{\circ}\text{C}$ pour le 316L et $\approx 1150^{\circ}\text{C}$ pour le L605 pendant 3 à 15 minutes. La température et le temps du recuit varient en fonction des diamètres des tubes, ainsi que de la taille de grain souhaitée pour le recuit final.

Ensuite le tube est préparé suivant le type d'étirage. Pour un étirage à creux, une pointe longue est réalisée à une extrémité du tube. Elle mesure environ 10 cm. L'étirage sur mandrin ne nécessite pas une pointe si longue (figure 2.1-a). Le mandrin lubrifié est ensuite inséré dans le tube. Son extrémité comporte une pointe d'une dizaine de centimètres. Sur boulet, l'huile puis le boulet sont d'abord introduits dans le tube d'une dizaine de centimètres. Ensuite la pointe est réalisée.

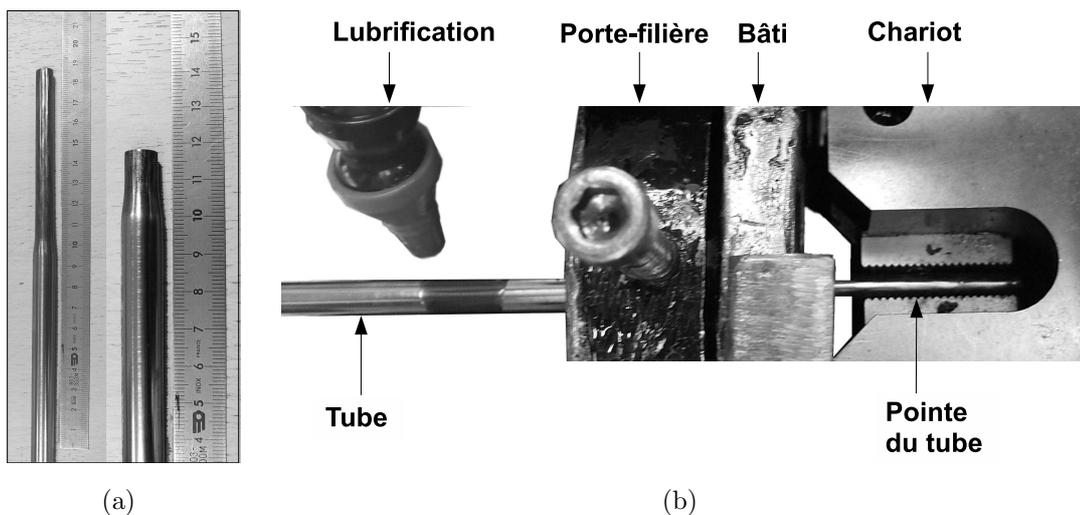


Figure 2.1: Préparation et mise en place d'un tube pour un essai d'étirage : (a) Pointe de tube pour étirage à creux (gauche) et sur mandrin (droite). (b) Détail du banc au départ de l'étirage (vue de dessus)

Le tube est prêt à être étiré. Il est disposé sur le banc d'étirage, comme sur la figure 2.1-b. Les pointes sont passées à travers la filière. La mâchoire du chariot pince le tube ou le mandrin. La lubrification, présentée sur la figure 2.2, s'effectue juste avant l'entrée du tube dans la filière. Le porte-filière et les commandes du banc sont au milieu. De chaque côté de ce porte-filière, des plateaux permettent l'approvisionnement en tubes et en mandrins. Sur la photo, le tube est étiré de la

gauche vers la droite. Le chariot se situe donc à droite du porte-filière. Il tire dans l'axe du banc à vitesse constante. Après étirage, les tubes sont démandrinés si besoin, puis stockés à côté du banc avant d'être lavés puis recuits.

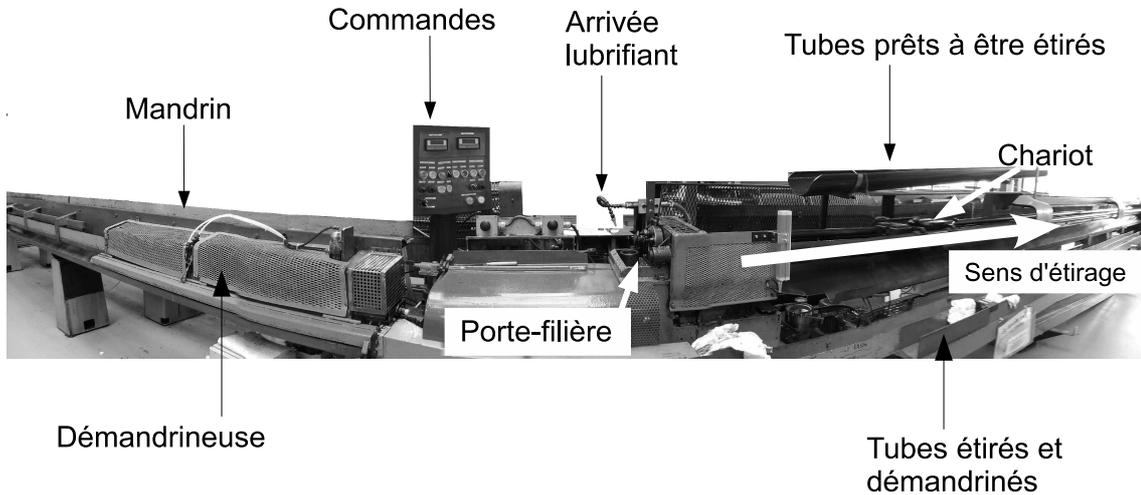


Figure 2.2: Photo d'un banc d'étirage.

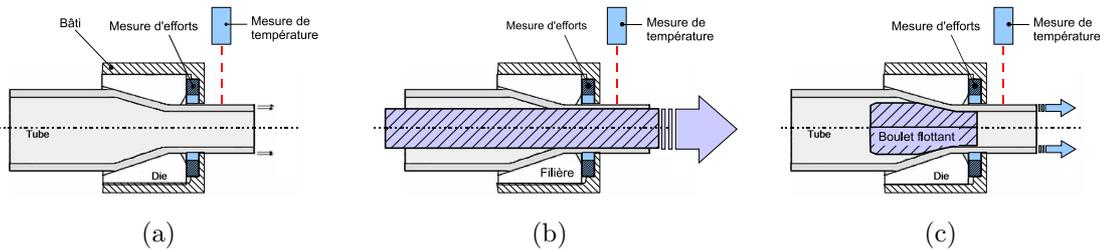


Figure 2.3: Positionnement des capteurs sur le banc d'étirage pour (a) étirage à creux, (b) l'étirage sur mandrin et (c) l'étirage sur boulet.

Plusieurs essais d'étirage ont été réalisés : à creux, sur mandrin et sur boulet. Pour chaque essai, les températures, efforts et vitesse d'étirage ont été mesurés. La figure 2.3 rappelle les procédés et les grandeurs mesurées. Chaque essai est répété sur au moins trois tubes. La géométrie des pièces influence l'étirage. Il est donc nécessaire de connaître avec précision leurs géométries et pour cela de disposer de bons moyens de mesure. Les diamètres extérieurs sont mesurés à l'aide d'un laser. La précision de la mesure est de $\pm 1 \mu m$. En faisant l'hypothèse que les tubes sont parfaitement cylindriques, les diamètres intérieurs sont obtenus à partir d'une pesée, précise à $\pm 0,1 mg$ près.

Pour les outillages, le diamètre intérieur des filières est mesuré au tampon. Les tampons sont disponibles tous les $0,01 mm$. Le moyen de mesure du profil des

filères est un rugosimètre (Figure 2.4). Cet appareil est prévu pour mesurer des états de surface, mais il est intéressant ici du fait de la difficulté d'accès à la surface intérieure. Le rugosimètre est composé d'un palpeur qui se déplace horizontalement le long d'une génératrice de la filière. Les déplacements verticaux du palpeur sont enregistrés. La figure 2.5(a) montre le résultat de la mesure, i.e un tracé du profil de la filière et une mesure de la portée et de l'angle. Chaque mesure est répétée une fois en tournant la filière de 180° . La moyenne des deux mesures est retenue.

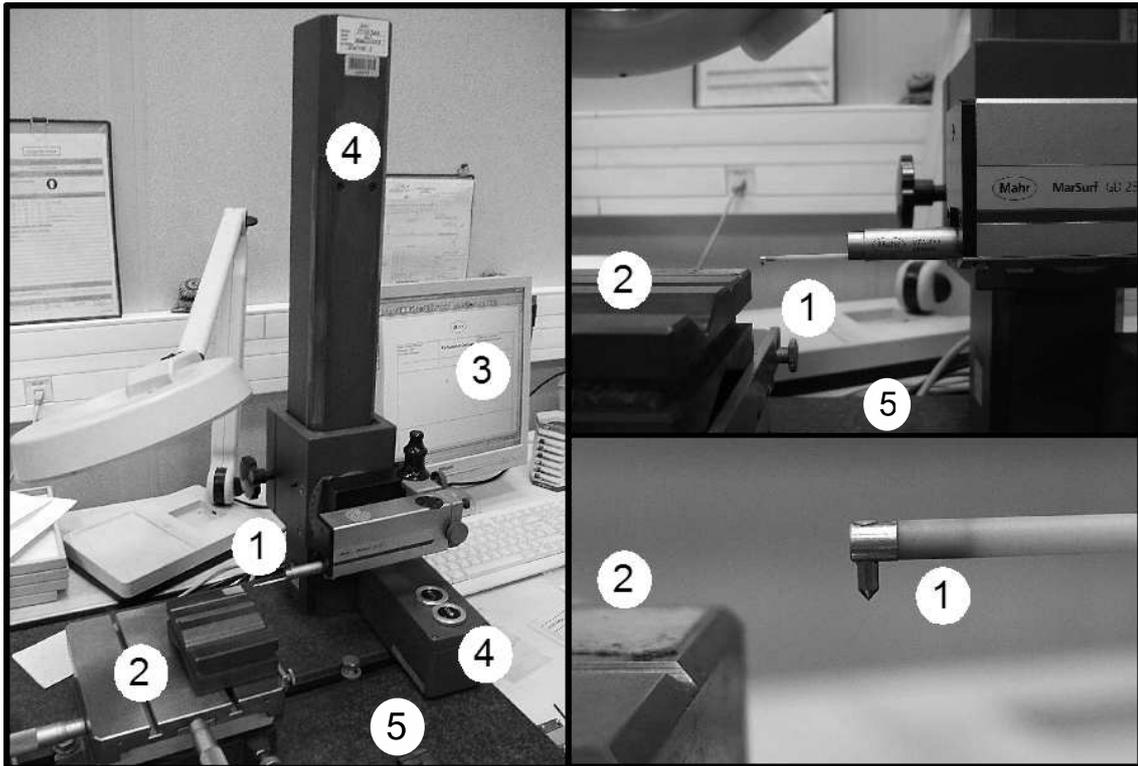


Figure 2.4: Photos du rugosimètre : 1. palpeur, 2. support, 3. PC, 4. guidages, 5. marbre

Lorsque le profil de la filière est bien net, comme sur la figure 2.5(a), la mesure de la portée et de l'angle est simple. En revanche, lorsque la filière est usée, on voit apparaître un rayon entre le cône d'entrée et la portée (Figure 2.5(b)). Les limites de la portée et du cône d'entrée deviennent plus difficiles à déterminer. Ce rayon ne peut pas être mesuré par le logiciel du rugosimètre. Il sera approximé à partir de la longueur de la zone de raccordement.

Pour finir, un boulet est schématisé sur la figure 2.6. Le profil des boulets est projeté pour en connaître les angles (H et I). Le projecteur de profil est présenté sur la figure 2.7. Les diamètres avant (F) et arrière (C) sont mesurés au micromètre, de même pour le diamètre des mandrins.

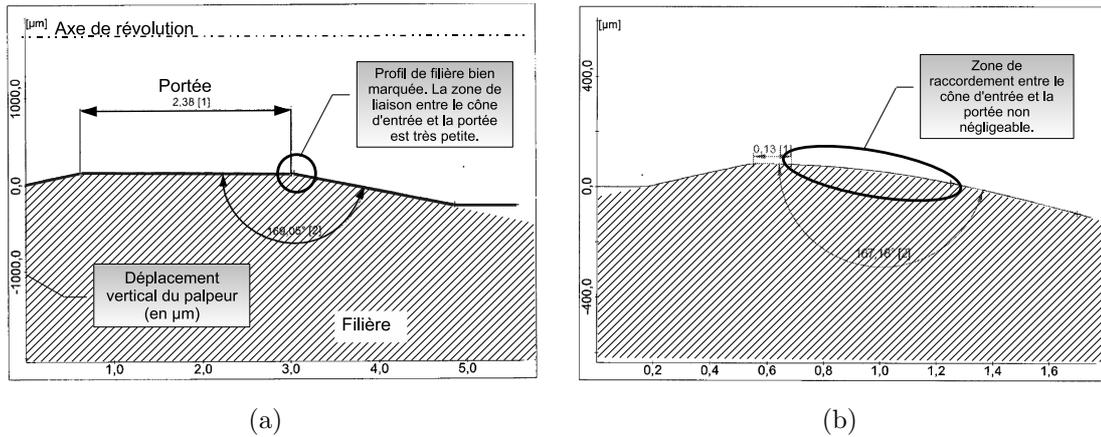


Figure 2.5: Profil de deux filières au rugosimètre : (a) grandeurs mesurées et (b) exemple de profil d'une filière usée.

Confidentiel

Figure 2.6: Schéma d'un boulet



Figure 2.7: Mesure du profil d'un boulet : (a) vue d'ensemble du projecteur et du PC qui affiche le profil, (b) détail du boulet sur son support.

2.1.1.2 Mesure des efforts

Les capteurs d'effort sont des cellules de charge annulaires. On dispose de plusieurs capteurs de ce type avec des étendues de mesure comprises entre 20 à 3500 daN. Leur précision est détaillée dans le tableau 2.1. Ils permettent de mesurer les efforts statiques et dynamiques. De faible encombrement, les capteurs sont disposés entre la filière et le bâti. Le tube étiré passe alors au travers du capteur (Figure 2.3).

Etendue de mesure (E.M.)	Capteurs	Erreur de linéarité		Erreur d'hystérésis	
		% E.M.	daN	% E.M.	daN
3500 daN	1	0,08	2,8	0,17	6,0
	2	0,44	15,4	0,25	8,8
	3	0,35	12,3	0,01	0,4
1000 daN	1	0,55	5,5	1,34	13,4
	2	0,30	3,0	0,81	8,1
	3	0,59	5,9	1,47	14,7
150 daN	1	0,02	0,03	0,08	0,12
20 daN	1	0,52	0,10	0,32	0,06

Tableau 2.1: Précisions des capteurs disponibles

2.1.1.3 Mesure de la température

La pyrométrie est utilisée pour mesurer la température de la surface extérieure du tube. En effet, c'est la seule technique de mesure de température sans contact et avec des temps de réponse très courts.

Principe de la pyrométrie

Le pyromètre IP 140 est un pyromètre numérique spécialement conçu pour la mesure sans contact de température de métaux ou de céramiques. L'acquisition de la mesure est schématisée sur la figure 2.8. Le rayonnement infrarouge d'un point de l'objet est focalisé sur le détecteur par le système d'optiques et est converti en signal électrique. Ce signal est alors linéarisé numériquement puis converti en sorties analogiques et numériques standards. La température mesurée est ensuite enregistrée sur un ordinateur, via le logiciel Infracwin spécifique au pyromètre.

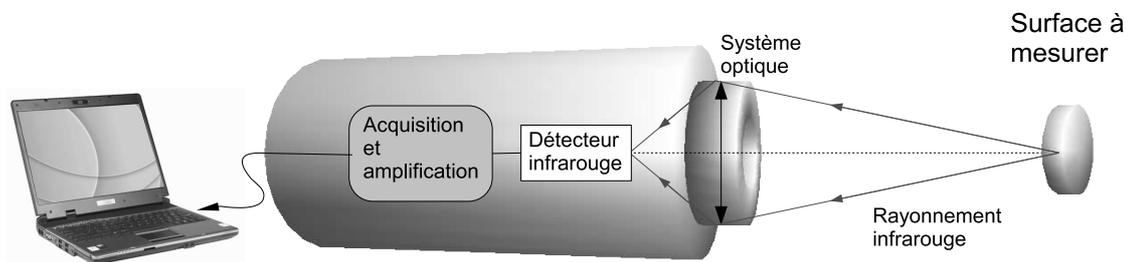


Figure 2.8: Schéma du principe de mesure par pyrométrie

Le rayonnement émis par la surface d'un corps noir dépend de sa température et

de la longueur d'onde, d'après la loi de Planck :

$$L_\lambda = \frac{2hc_\lambda^2}{\lambda^5} \frac{1}{e^{\frac{hc_\lambda}{k\lambda T}} - 1}$$

avec L_λ luminance énergétique monochromatique, c_λ vitesse du rayonnement électromagnétique dans le milieu de propagation, $h \approx 6,6260755 \cdot 10^{-34} J \cdot s$ constante de Planck, $k \approx 1,3806504 \cdot 10^{-23} J \cdot K^{-1}$ constante de Boltzmann, T température de la surface du corps noir.

En intégrant la luminance sur toutes les longueurs d'onde et sur la surface rayonnante A , on obtient le flux radiatif pour un corps noir :

$$\phi^0(T) = \sigma T^4 A$$

Pour un matériau qui n'est pas un corps noir, le rayonnement émis est proportionnel au coefficient d'émissivité ε caractéristique de la surface émettrice.

$$\phi(T) = \varepsilon \phi^0(T) = \varepsilon \sigma T^4 A$$

avec $\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8} W \cdot m^{-2} \cdot K^{-4}$ constante de Stefan-Boltzmann

La dépendance du rayonnement vis-à-vis de la température a permis le développement de la pyrométrie. En effet, l'utilisation d'un capteur couplé à un système optique, mesurant le rayonnement émis par la surface permet de déterminer la température de celle-ci. Contrairement aux thermocouples, cette technique a l'avantage d'être non intrusive et d'avoir des temps de réponse très courts.

Grâce au développement des caméras thermiques, la pyrométrie permet actuellement d'obtenir des cartographies de température. Toutefois, le principal inconvénient de cette technique est lié à l'incertitude sur le coefficient d'émissivité. Il faut soit disposer d'une autre mesure indépendante soit trouver un moyen pour rendre le coefficient d'émissivité égal à un.

Calibration du pyromètre

La température étant mesurée sur une surface non plane et brillante, une estimation du coefficient d'émissivité est réalisée. Pour ceci, un dispositif permet de contrôler la température d'un tube par la circulation d'un fluide caloporteur et de comparer la température mesurée par le pyromètre avec la température réelle du tube.

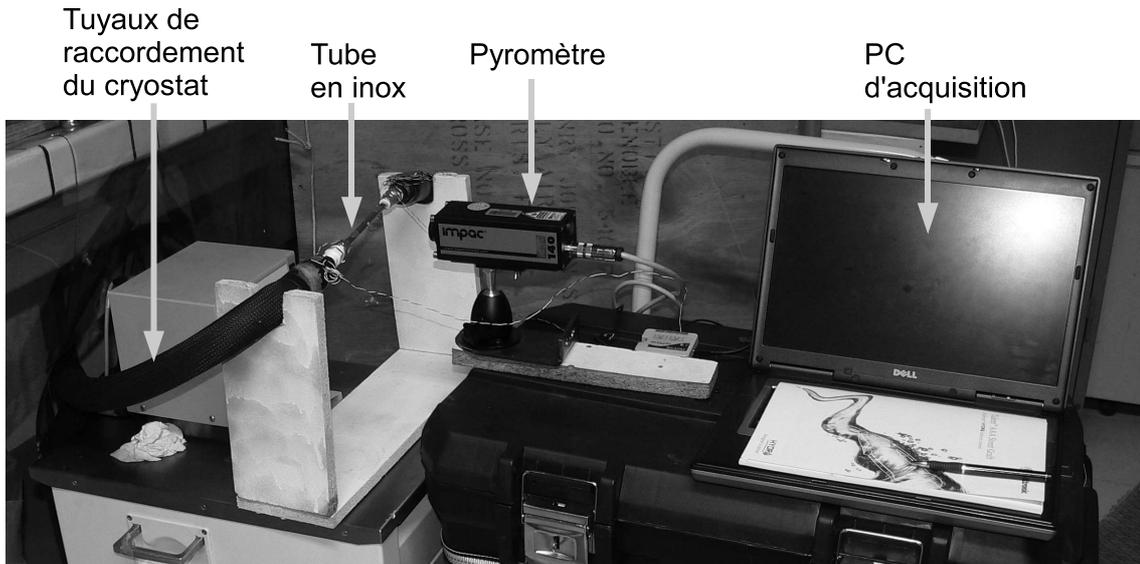


Figure 2.9: Photographie de la calibration du pyromètre

Cette expérience, présentée sur la figure 2.9, est réalisée sur un tube d'environ 8 mm de diamètre extérieur et à l'aide d'un cryostat Julabo II (précis à $\pm 0.1\text{ }^{\circ}\text{C}$). L'essai de calibration du pyromètre doit être le plus proche des conditions de l'étirage. Le tube est donc laissé brut, sans peinture, pour ne pas modifier son émissivité. Une couche de lubrifiant peut être déposée à sa surface.

Le tube est relié au cryostat à l'aide de flexibles et de raccords qui sont isolés pour limiter les pertes de chaleur par échanges convectifs avec le milieu extérieur. Au milieu du tube, on a diminué son diamètre extérieur afin d'avoir une épaisseur de $0,1\text{ mm}$, ce qui permet d'avoir la température de la surface extérieure égale à la température du fluide. Des thermocouples sont tout de même positionnés sur l'extérieur du tube pour vérifier sa température. Le dispositif est schématisé sur la figure 2.10(b). Le pyromètre a une plage de mesure de $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ à $400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Les essais de calibration vont être effectués entre 50 et $100\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Résultats de la calibration

Dans un premier temps, on vérifie la température de régulation du cryostat à l'aide des thermocouples. La température extérieure du tube est bien égale à celle du cryostat.

La plage de température du pyromètre est $50\text{-}400\text{ }^{\circ}\text{C}$. En pratique, la mesure ne s'enclenche qu'à partir d'une température de $60\text{-}70\text{ }^{\circ}\text{C}$ et le bruit est important pour les températures les plus basses. La figure 2.10(b) montre que l'écart-type diminue

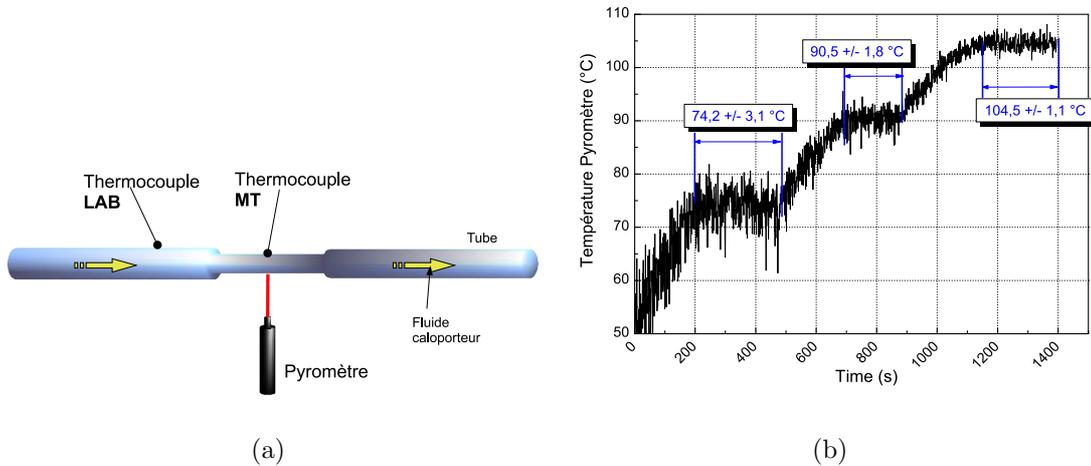


Figure 2.10: Calibration du pyromètre : (a) schéma de l'expérience. (b) Diminution du bruit de la mesure du pyromètre avec la température.

avec la température. Le pyromètre est donc plus adapté aux températures élevées.

Dans un deuxième temps, l'émissivité est déterminée de telle sorte que la température mesurée soit toujours égale à la température réelle. La figure 2.11(a) présente l'émissivité en fonction de la température dans le cas d'un tube lubrifié ou non, avec le même lubrifiant que celui utilisé en production. Il apparaît que la lubrification augmente l'émissivité. La calibration va donc être effectuée à partir de tubes lubrifiés. Ces essais révèlent que l'émissivité du tube varie avec la température, allant de 10 à 30% sur la plage étudiée. Comme il est impossible de faire varier la valeur prise par le pyromètre pour l'émissivité pendant les essais en production, on gardera toujours le même réglage d'émissivité du pyromètre, que nous prendrons égale à 15%. La courbe de calibration, représentée sur la Figure 2.11(b), donne la température réelle du tube en fonction de celle mesurée par le pyromètre réglé à 15%.

Mise en place sur les bancs d'étirage

Le pyromètre est monté sur une rotule qui est fixée sur le bâti du banc, ce qui permet une certaine liberté dans son placement. Il est fixé à 15-20 mm de la sortie de filière. Si le pyromètre est positionné trop loin ou trop près du tube, la mise au point sera mauvaise et la mesure aussi. Compte tenu de la géométrie des bancs, il est situé à une distance d'un peu moins de 10 cm de la surface mesurée. La mise au point est vérifiée régulièrement.

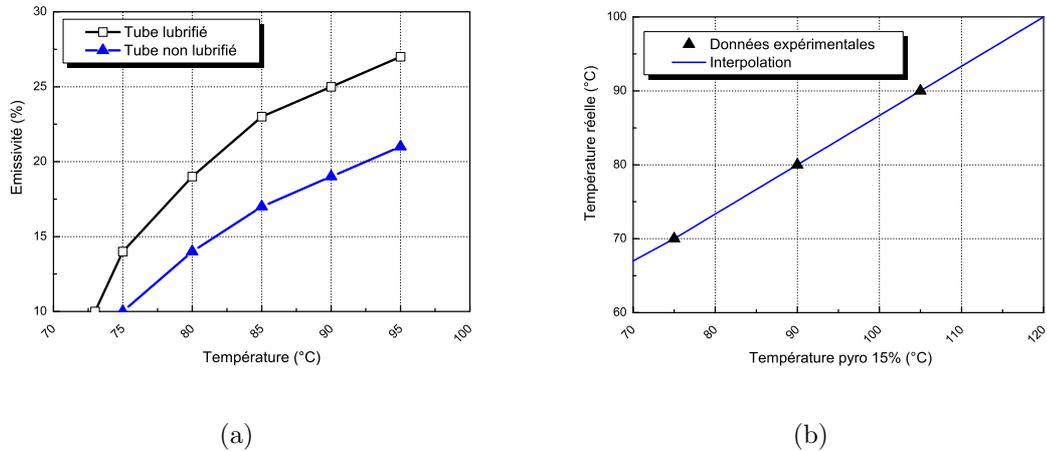


Figure 2.11: (a) Evolution de l'émissivité en fonction de la température pour deux tubes : lubrifié et non lubrifié. (b) Courbe de calibration du pyromètre.

2.1.2 Résultats

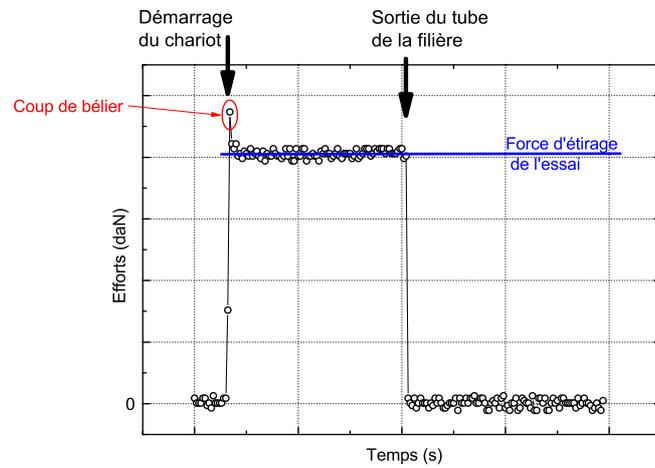
2.1.2.1 Généralités

Les essais réalisés et leurs résultats sont détaillés dans cette section. Les essais sont nommés d'après la nomenclature suivante :

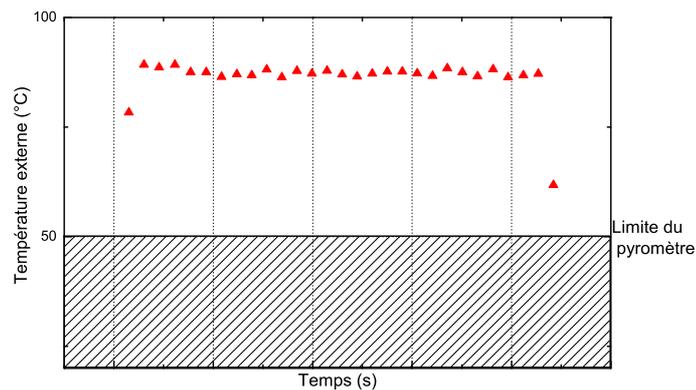
- Les deux premières lettres sont le type d'étirage (AC = à creux, SM = sur mandrin et SB = sur boulet)
- Les trois chiffres suivants correspondent au diamètre de la filière

La figure 2.12 présente la force (a) et la température (b) lors d'un étirage à creux. Ce graphe qualitatif est représentatif de tous les essais. Tout d'abord, quand le chariot commence à tirer le tube, la force augmente très rapidement et atteint sa valeur maximale. On peut observer au même moment un pic d'effort, appelé coup de bélier mais il n'est pas toujours présent. Dans une seconde phase, la force est constante et redevient nulle instantanément lorsque le tube sort de la filière. Le coup de bélier ne sera pas étudié ici et on ne s'intéressera qu'à la partie constante de l'effort. D'un point de vue mécanique, on considère que cette phase est quasi-statique. La température enregistrée pendant un essai à creux est constante. En revanche, elle peut augmenter légèrement pendant les essais sur mandrin. La différence entre les deux types d'essai du point de vue thermique est détaillée dans le paragraphe suivant.

Dans un premier temps, la répétabilité et l'axisymétrie des essais est étudiée. Dans un deuxième temps, des essais d'étirage de 316LVM, puis de L605 sont effectués à creux, sur mandrin et sur boulet. Ces essais sont réalisés à différentes vitesses



(a)



(b)

Figure 2.12: Résultats d'un essai d'étirage : Évolution de la force d'étirage et de la température externe.

d'étirage.

2.1.2.2 Répétabilité et axisymétrie

Deux séries d'essais ont été réalisées sur mandrin sur L605. La première teste la répétabilité : 24 tubes identiques passés dans les mêmes conditions d'étirage (SM629). La seconde (SM538) a pour but de vérifier l'axisymétrie du problème. Pour ce faire, la filière est régulièrement tournée de 60° . Les données sont listées dans le tableau 2.2.

Essai Nom	ø Tubes Initiaux		Filière		Portée <i>mm</i>	Mandrin ø <i>mm</i>	Vitesse <i>m.min⁻¹</i>
	Intérieur <i>mm</i>	Extérieur <i>mm</i>	ø <i>mm</i>	Angle <i>deg</i>			
Étirage sur mandrin							
SM629	6.54	7.55	6.29			Confidentiel	
SM538	5.50	6.39	5.38			Confidentiel	

Tableau 2.2: L605 : Données géométriques des essais réalisés sur mandrin pour l'étude de la répétabilité.

Répétabilité

Les mesures des essais SM629 sont présentées sur la figure 2.13(a). Une défaillance technique du capteur d'effort pendant l'essai SM629 a conduit à des valeurs d'efforts aberrantes pour les 18 premiers tubes. Seules les mesures d'effort pour les tubes 19 à 24 sont donc prises en compte. Sur ces 6 tubes, l'effort est répétable et la moyenne est de 920 ± 20 daN.

Quant à la mesure de température, une série de 24 mesures à la suite est obtenue pour ce même essai. Les essais ont été réalisés sans temps d'attente entre les tubes donc l'outillage n'a pas eu le temps de refroidir. La figure 2.13(b) montre la température mesurée pour chaque tube dans l'ordre chronologique ainsi qu'une courbe de tendance. La température observée pour le premier tube est faible (53°C) Pour les tubes suivants, la température tend à se stabiliser autour de $96,5^\circ\text{C}$.

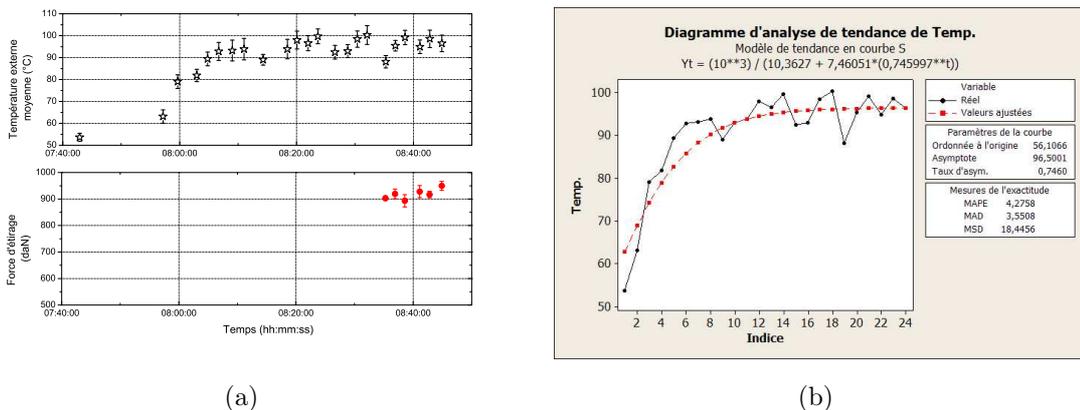


Figure 2.13: Essais SM629 sur L605 : (a) Températures et efforts mesurés, (b) Courbe de tendance des températures.

Axisymétrie

L'essai SM538 étudie l'influence de la position angulaire de la filière. La première position (0°) est prise au hasard. Ensuite, la filière est tournée successivement de 60° tous les 3-4 tubes. Les derniers tubes sont étirés dans la même position (360°) que ceux du début. Tous les efforts mesurés sont exposés sur la figure 2.14. Les valeurs mesurées vont de 465 daN à 589 daN avec une moyenne de 520 daN et un écart-type de 35 daN.

L'angle 0° présente les efforts maximums, avec une médiane égale à 559 daN. Les efforts minimums sont observés pour les angles 120° et 300° , avec des médianes respectivement égales à 487 et 476 daN.

Cet essai montre que la filière présente certainement des défauts géométriques. La mesure de huit profils de la filière (tournée entre les mesures) montre pourtant une faible dispersion de la mesure :

- portée = $0,53 \pm 0,02$ mm
- angle = $23,47 \pm 0,73^\circ$

L'écart d'effort entre les angles montre donc un défaut d'axisymétrie du système. Suivant la position de la filière, ce défaut peut se cumuler ou s'annuler avec les défauts du banc.

Lors des essais, la filière a dû être nettoyée 5 fois à cause de tubes rayés. Une comparaison statistique n'a pas montré de différence d'effort pour les tubes rayés par rapport aux autres, ni pour ceux dont la filière venait d'être nettoyée. Enfin, six tubes présentaient une courbure importante avant étirage mais cela n'a pas d'incidence sur les efforts mesurés.

Conclusion Ces deux essais donnent une information sur la dispersion des mesures d'effort. L'essai de répétabilité a un écart-type de 2%. En revanche, en modifiant la position de la filière, un écart-type de 7% est obtenu. Une précision d'environ 10% sur les simulations est donc attendu.

2.1.2.3 316LVM

Les essais d'étirage réalisés avec le 316LVM sont regroupés dans le tableau 2.3.

Les figures 2.15, 2.16, 2.17 et 2.18 représentent les vitesses, les températures et

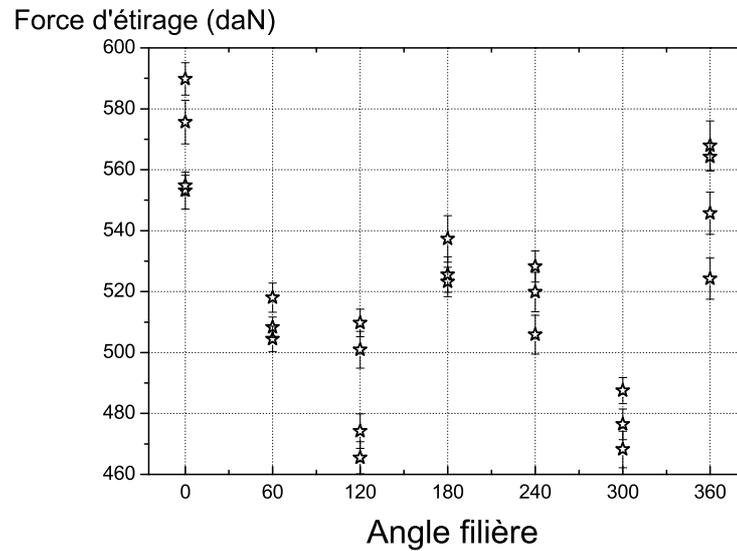


Figure 2.14: L605 : efforts mesurés pour l'essai SM529 : efforts pour chaque position angulaire de la filière.

Essai Nom	∅ Tubes Initiaux		Filière			Mandrin ∅	Vitesse $m.min^{-1}$
	Intérieur <i>mm</i>	Extérieur <i>mm</i>	∅ <i>mm</i>	Angle <i>deg</i>	Portée <i>mm</i>		
Étirage à creux							
AC664	6.47	8.04	6.64				Confidentiel
	6.47	8.04	6.64				Confidentiel
	6.47	8.04	6.64				Confidentiel
AC522	4.95	6.69	5,22				Confidentiel
	4.95	6.69	5,22				Confidentiel
	4.95	6.69	5,22				Confidentiel
Étirage sur mandrin							
SM813	9.0	10.5	8.13				Confidentiel
	9.0	10.5	8.13				Confidentiel
SM664	7.05	8.16	6.64				Confidentiel
	7.05	8.16	6.64				Confidentiel
	7.05	8.16	6.64				Confidentiel

Tableau 2.3: 316LVM : Données géométriques des essais réalisés : étirages à creux et sur mandrin.

les efforts mesurés pour les essais sur 316LVM en fonction de l'heure des essais, afin de rendre compte de l'attente entre les deux essais. Les vitesses sont représentées par des barres allant du temps de début au temps de fin d'essai. Plus les vitesses sont faibles, plus les barres sont larges puisque le tube est étiré plus longtemps.

Les figures 2.15 à 2.18 montrent que la vitesse d'étirage n'a pas d'influence sur les efforts d'étirage. La moyenne des efforts pour chaque essai est notée dans le tableau 2.4.

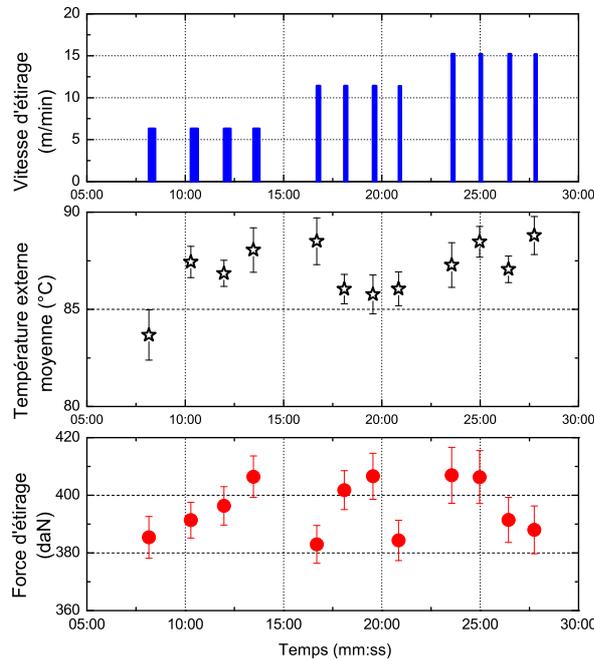


Figure 2.15: 316LVM : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais AC664

Concernant les températures extérieures du tube, les étirages à creux et sur mandrin doivent être différenciés. Tout d'abord, pendant l'étirage à creux *AC664*, la température extérieure des tubes reste constante pendant la passe et la température moyenne ne varie pas d'un essai à l'autre (Figure 2.15). On obtient une température moyenne de $87,0 \pm 1,5^\circ\text{C}$. Pendant l'essai *AC522*, la température augmente légèrement pendant les premiers essais puis se stabilise (Figure 2.16). Ceci n'est visiblement pas dû aux sauts de vitesse, mais plutôt à l'échauffement de l'outillage. La température moyenne est égale à $88,3 \pm 1,7^\circ\text{C}$, du même ordre de grandeur que *AC664*.

Sur mandrin, les éléments vont s'échauffer de la façon suivante :

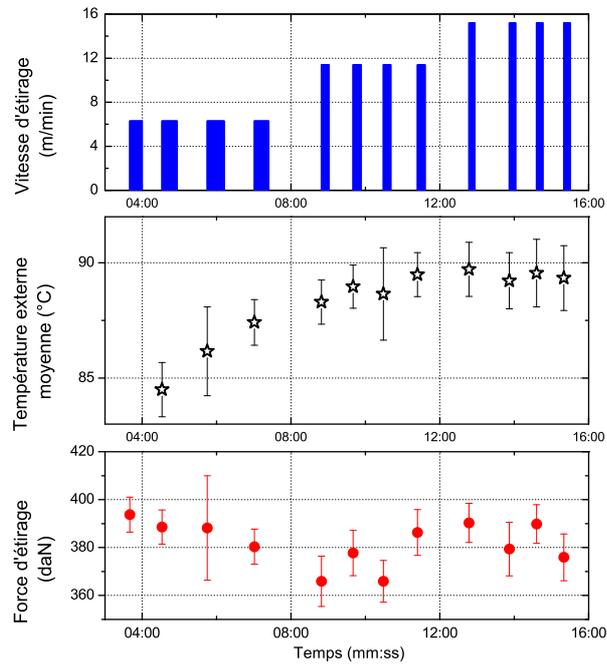


Figure 2.16: 316LVM : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais AC522

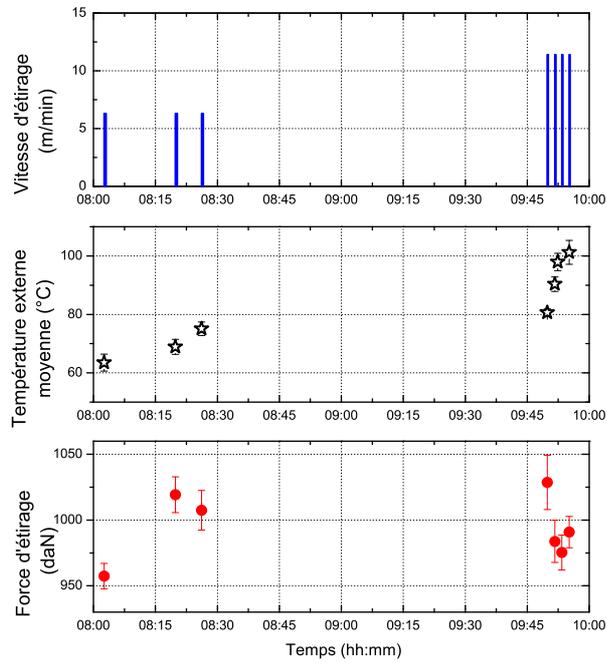


Figure 2.17: 316LVM : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SM813

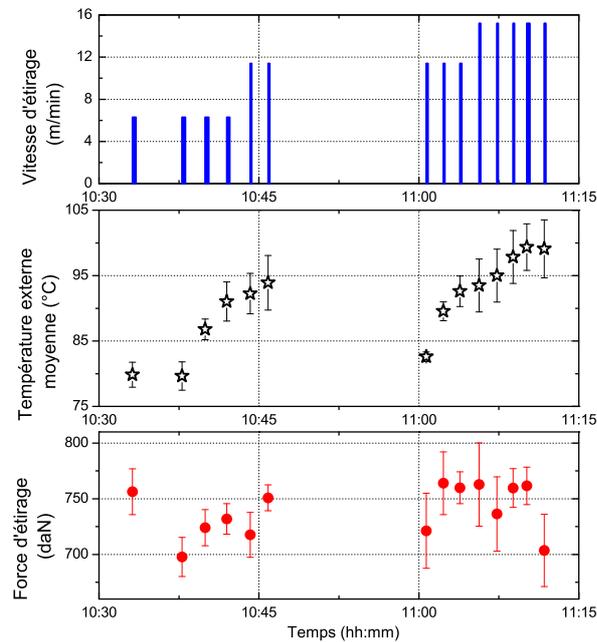


Figure 2.18: 316LVM : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SM664

- le tube est échauffé par les frottements et par la déformation, il échange de la chaleur avec la filière et le mandrin
- la filière est échauffée par les frottements et l'échange de chaleur avec le tube
- le mandrin est chauffé seulement par l'échange thermique avec le tube

À la fin de l'étrirage, le tube est démandriné et le mandrin est utilisé pour le tube suivant. Deux cas sont alors observés :

- Lorsque les essais s'enchaînent rapidement (toutes les 2 min environ), la température augmente au fur et à mesure des essais (Figures 2.17 et 2.18).
- En revanche, s'il y a une attente trop longue entre deux essais, la température du tube est égale à celle des premiers essais. Ce phénomène est visible sur la figure 2.18 après une attente de 15 min.

Cet effet est dû à la température des outillages en début d'essai. Ce phénomène étant très peu présent pendant l'étrirage à creux, on en conclut que la température initiale du mandrin influence beaucoup la température du tube. Quand il est à température ambiante, une partie de la chaleur du tube est évacuée dans le mandrin et la température du tube au niveau du pyromètre n'est alors que de 50-60°C. Quand le mandrin est déjà chaud ($\approx 50^\circ\text{C}$), la chaleur du tube ne peut plus autant s'évacuer vers le mandrin et le tube atteint des températures jusqu'à 100°C.

Les figures 2.17 et 2.18 montrent la température moyenne pour chaque tube étiré sur mandrin. La plage de température pour un même essai est assez importante (≈ 20 et 40°C). Ainsi, il est difficile d'effectuer une moyenne de la température sur tous les essais.

D'autre part, lors de l'étirage sur mandrin, la température observée est moins stable qu'à creux. Elle augmente légèrement pendant l'étirage du tube. Les écarts-types moyens sur mandrin sont de $2,6^\circ\text{C}$ et $3,1^\circ\text{C}$ alors qu'ils sont seulement de $1,0^\circ\text{C}$ et $1,3^\circ\text{C}$ pour les passes à creux. Le système semble alors atteindre un stade où il ne peut plus évacuer la chaleur assez rapidement et il ne peut donc atteindre une température stable. Enfin, comme pendant l'étirage à creux, la vitesse n'a pas d'influence sur la température. Sauf mention contraire, les températures données par la suite seront celles du début d'étirage avec un mandrin à température ambiante. Elles sont listées dans le tableau 2.4.

Test	Tube Final		Force	Température Externe
	\varnothing Intérieur	\varnothing Extérieur		
	<i>mm</i>	<i>mm</i>	<i>daN</i>	$^\circ\text{C}$
Etirage à creux				
AC664	4.95	6.69	$395,6 \pm 9,5$	$87,0 \pm 1,5$
AC522	3.38	5.21	$381,3 \pm 9,3$	$88,3 \pm 1,7$
Etirage sur mandrin				
SM813	7.05	8.16	$994,7 \pm 25,3$	$63,5 \pm 2,9$
SM664	5.90	6.74	$739,1 \pm 23,4$	$79,7 \pm 2,0$

Tableau 2.4: Résultats expérimentaux des essais d'étirage du 316LVM

2.1.2.4 L605

Les essais d'étirage du L605 sont résumés dans le tableau 2.5. Il s'agit d'essais à creux (AC), sur mandrin (SM) et sur boulet (SB). Certains essais ont été réalisés à plusieurs vitesses d'étirages, soit en l'augmentant (AC877, AC750, SM881, SM750, SB262 et SB219), soit en la diminuant (SM301). Les vitesses, températures et efforts sont présentés sur les figures 2.19 à 2.23.

La force d'étirage diminue lorsque la vitesse augmente pour six essais (AC877, AC750, SM881, SM750, SB262 et SB219) et revient à sa valeur initiale lorsque

Essai Nom	∅ Tubes Initiaux		Filière		M ou B	Vitesse $m.min^{-1}$
	Intérieur mm	Extérieur mm	∅ mm	Angle deg	Portée mm	
Étirage à creux						
AC877	8.50	10.10	8.77			Confidentiel
	8.50	10.10	8.77			Confidentiel
	8.50	10.10	8.77			Confidentiel
AC750	7.06	8.80	7.50			Confidentiel
	7.06	8.80	7.50			Confidentiel
	7.06	8.80	7.50			Confidentiel
Étirage sur mandrin						
SM881	8.50	10.10	8.10			Confidentiel
	8.50	10.10	8.10			Confidentiel
	8.50	10.10	8.10			Confidentiel
SM750	7.77	9.05	7.50			Confidentiel
	7.77	9.05	7.50			Confidentiel
	7.77	9.05	7.50			Confidentiel
SM629	6.54	7.55	6.29			Confidentiel
SM538	5.50	6.39	5.38			Confidentiel
SM301	3.50	3.94	3.01			Confidentiel
	3.50	3.94	3.01			Confidentiel
	3.50	3.94	3.01			Confidentiel
Étirage sur boulet						
SB262	2.69	3.01	2.62			Confidentiel
SB219	2.35	2.62	2.19			Confidentiel

M=Mandrin, B=Boulet noté $\phi_{avant}/\phi_{arriere}$

Tableau 2.5: L605 : Données géométriques des essais réalisés : étirages à creux, sur mandrin et sur boulet.

la vitesse y revient aussi (AC750, SM750). Toutefois on remarque qu'au sein d'une même gamme de vitesse, la force peut quand même diminuer. De plus, la diminution d'effort n'est pas toujours franche au moment du saut de vitesse.

Un autre essai (SM301) a donc été réalisé en commençant par la vitesse la plus haute, en la diminuant, puis en revenant à la première vitesse. On observe de nouveau que la force diminue (Figure 2.23). Cette diminution n'est donc pas due à

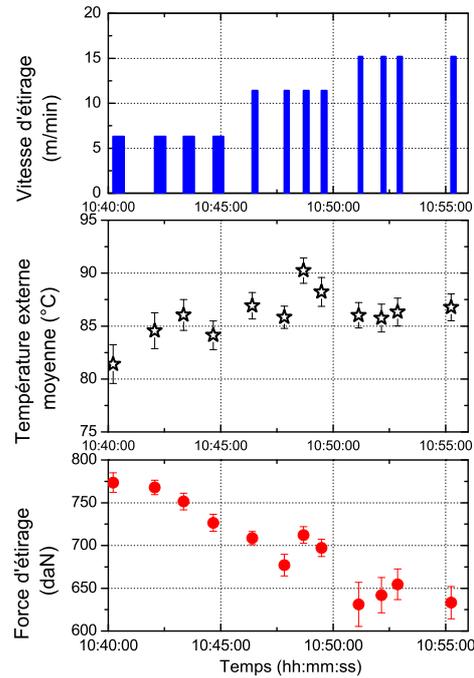


Figure 2.19: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais AC877

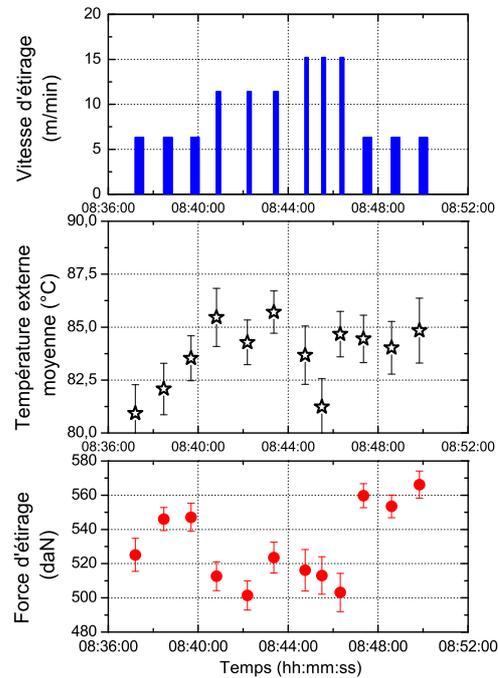


Figure 2.20: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais AC750

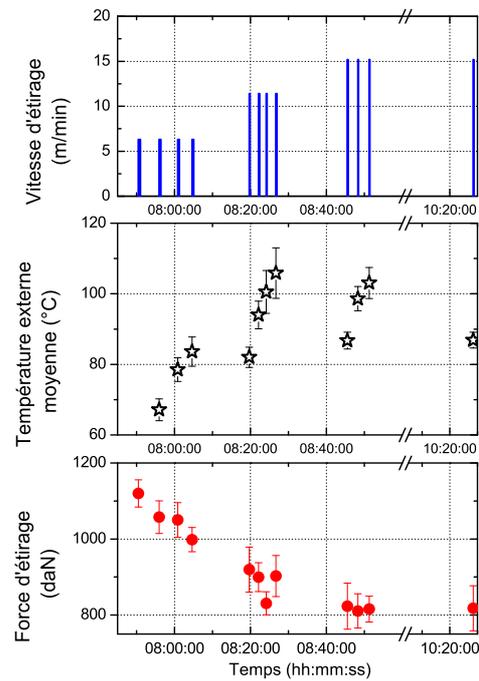


Figure 2.21: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SM881

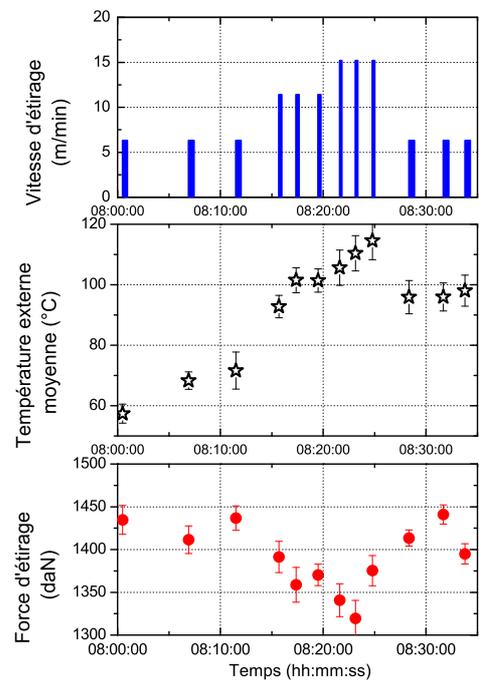


Figure 2.22: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SM750

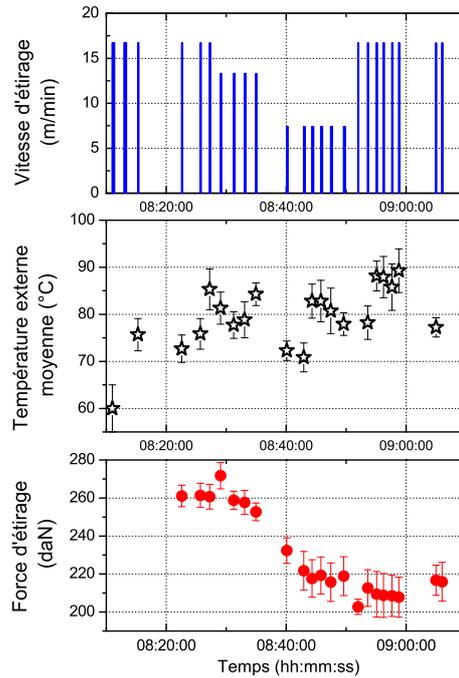


Figure 2.23: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SM301

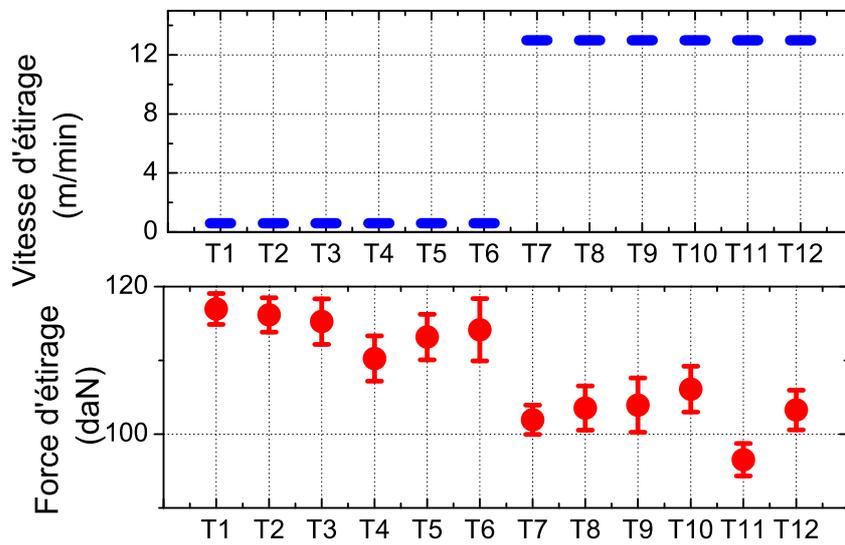


Figure 2.24: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SB262

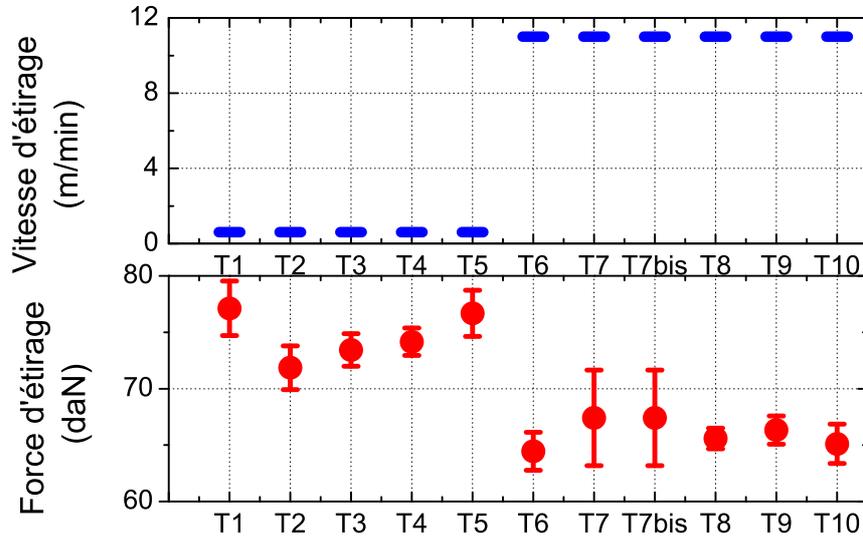


Figure 2.25: L605 : Vitesses, températures et efforts mesurés pour les essais SB219

l'influence de la vitesse mais à d'autres paramètres du procédé. Comme la force a tendance à diminuer avec les essais, ce phénomène pourrait être dû à une augmentation de la température du lubrifiant (diminution de sa viscosité) ou du matériau (adoucissement thermique). Toutefois, aucune relation ne se dégage entre les efforts et les températures mesurés.

L'écart-type des résultats pour un essai donné varie de 3 à 12 % alors qu'il reste inférieur à 3 % pour les essais du 316LVM. La dispersion des résultats pour un essai est donc plus importante pour le L605 que pour 316LVM.

Pour les températures, les observations sont les mêmes que pour le 316LVM :

- Température constante pour les essais à creux (entre 80 et 90°C)
- Température faible sur mandrin lorsque les outils sont froids (< 70°C)
- Augmentation de la température quand les essais s'enchaînent sur mandrin (jusqu'à 110-120°C)

Les dimensions, efforts et températures utilisés par la suite pour la comparaison avec les simulations numériques sont référencés dans le tableau 2.6.

Test	Tube Final		Force <i>daN</i>	Température Externe $^{\circ}\text{C}$
	ϕ Intérieur <i>mm</i>	ϕ Extérieur <i>mm</i>		
Etirage à creux				
AC877	7,06	8,80	700 ± 50	86.0 ± 2.2
AC750	5,69	7,51	530 ± 25	83.7 ± 1.6
Etirage sur mandrin				
SM881	7,77	9,05	920 ± 110	67 ± 3
SM750	6,54	7,55	1390 ± 40	57 ± 3
SM629	5,50	6,39	920 ± 20	52 ± 2
SM536	4,75	5,45	520 ± 35	X
SM301	2,70	3,02	230 ± 25	60 ± 5
Etirage sur boulet				
SB262	2,33	2,61	110 ± 10	X
SB215	1,93	2,18	70 ± 5	X

Tableau 2.6: Résultats expérimentaux des essais d'étirage du L605 (X : pas de mesure de température possible)

2.1.3 Conclusion sur les essais d'étirage

Trois types d'étirage ont été testés : l'étirage à creux, sur mandrin et sur boulet. Les températures et efforts ont pu être enregistrés à creux et sur mandrin. Sur boulet, seuls les efforts ont été observés. Ces données vont pouvoir être comparées aux simulations numériques par la suite.

D'un point de vue thermique, on observe les mêmes tendances avec le 316L et le L605. En revanche pour les efforts, le 316L est plus stable que le L605. En effet, l'écart-type des efforts pour un essai peut atteindre jusqu'à 12% pour ce dernier matériau. Enfin, ces essais ont révélé une diminution des efforts au cours de l'expérimentation, diminution qui n'est pas due à la vitesse, mais à d'autres paramètres du procédé, peut-être thermiques.

2.2 Essais de caractérisation des matériaux

Les caractéristiques mécaniques des matériaux, ainsi que leur échauffement dû à la plasticité sont étudiés grâce à des essais de cisaillement et de traction.

Le procédé d'étirage entraîne des réductions de diamètres de l'ordre de 30%, ce qui implique de grandes déformations dans le matériau. Malgré le recuit du tube entre chaque passe, de l'anisotropie (§ 1.2.3.2) peut encore être présente. Il est donc nécessaire de la quantifier à partir d'essais.

Les vitesses de déformation pendant l'étirage atteignent 1 à 10 s^{-1} . Même si, pendant l'étirage, les températures restent inférieures au tiers des températures de fusion des matériaux [Lemaitre et Chaboche (1985)], la vitesse de déformation peut avoir une influence sur le comportement mécanique (§ 1.2.1.3). De plus, il faut caractériser le comportement plastique du matériau, avec notamment la forme de l'écroûissage.

Enfin, les essais d'étirage ont mis en évidence l'échauffement du tube. Lors des essais, la température varie entre l'ambiante et 120°C. Pour cette gamme de température, on suppose que les propriétés mécaniques restent inchangées. Il n'est donc pas nécessaire d'effectuer des essais d'influence de la température. Toutefois, la modélisation thermomécanique implique de définir les sources de chaleur : le frottement et l'énergie plastique (§ 1.2.2). Les essais de traction vont permettre d'identifier la fraction d'énergie plastique qui va se transformer en source de chaleur. Quant aux autres coefficients thermiques, certains sont disponibles dans la littérature (conductivité, chaleur spécifique...) mais d'autres (coefficient d'émissivité, convection, conductivité du contact tube/outil) devront être identifiés expérimentalement. L'émissivité a été déterminée lors de la calibration du pyromètre. La convection sera mesurée grâce à un essai simple. La conductivité des contacts, quant à elle, ne sera pas déterminée expérimentalement, mais à partir des simulations numériques dans le chapitre suivant.

2.2.1 Essais de Cisaillement

Les essais de cisaillement ont prouvé leur efficacité pour évaluer les propriétés mécaniques d'échantillons plats [Manach et Favier (1997); Rauch (1998)].

Les principaux avantages de cette technique sont :

- l'absence de striction,

- la large gamme de déformations homogènes,
- la simplicité de la géométrie des échantillons,
- et la possibilité d'inverser le sens du chargement au cours de l'essai.

Ces essais vont être utilisés ici pour quantifier l'anisotropie du matériau et son retour élastique.

2.2.1.1 Description de la manipulation

Une platine de cisaillement [Manach (1993)] est conçue pour imposer un déplacement parallèle entre deux mors latéraux. La platine est fixée sur une machine classique de traction-compression. La figure 2.26 présente une photo de la platine et le schéma du dispositif. L'éprouvette de cisaillement de forme rectangulaire se fixe sur les mors de cisaillement situés au centre de la platine. Le mors gauche est fixe alors que celui de droite est entraîné en translation par la machine de traction. Ce dispositif transforme le mouvement de traction-compression en un mouvement de cisaillement. La déformation finale de l'échantillon est visible sur le schéma.

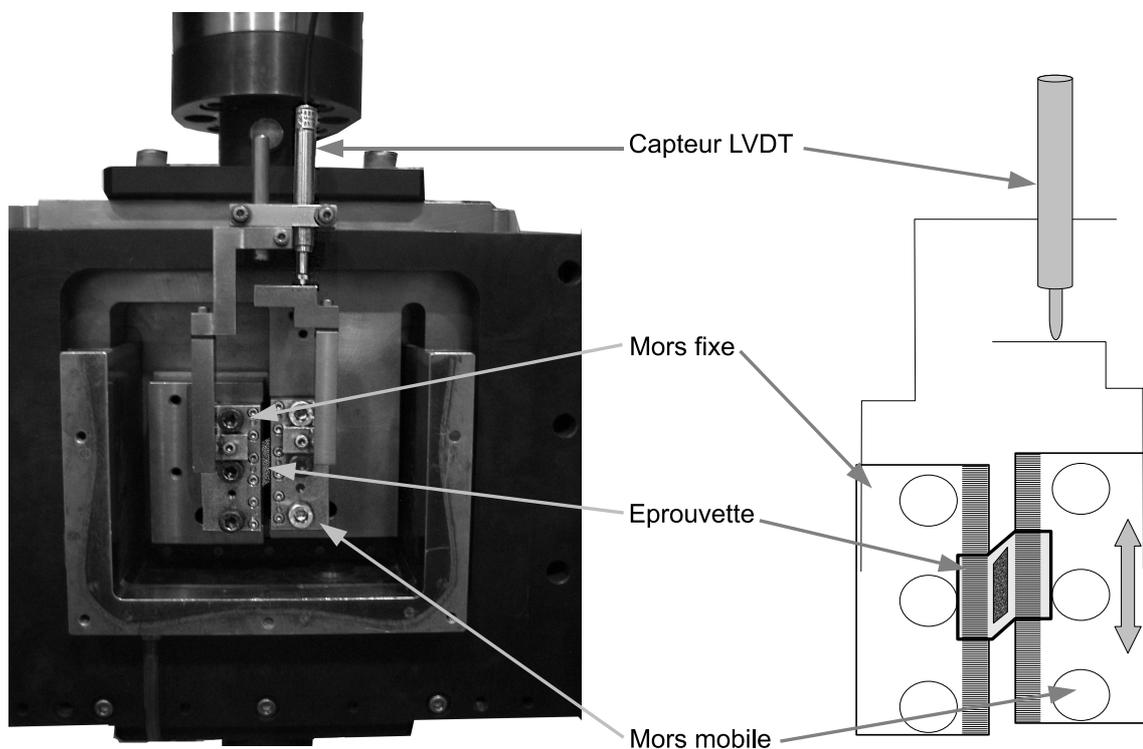


Figure 2.26: Dispositif expérimental de l'essai de cisaillement [Manach (1993)].

2.2.1.2 Caractéristiques des échantillons

Pour obtenir des échantillons, des tubes recuits sont ouverts dans le sens de la longueur puis aplatis. Une bande est obtenue. Les échantillons y sont découpés dans l'axe du tube ou à 45° par rapport à cet axe (Figure 2.27(a)). La forme et les dimensions des échantillons sont présentées sur la figure 2.27(b). L'épaisseur des échantillons est de 0,7 à 0,8 mm, épaisseur suffisante pour éviter le flambement pendant l'essai.

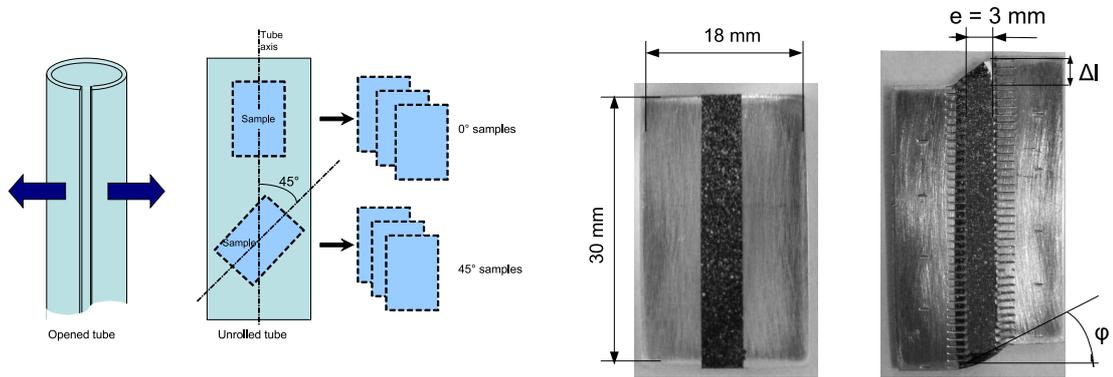


Figure 2.27: (a) Obtention des échantillons de cisaillement : ouverture du tube, aplatissement et découpe. (b) Éprouvette de cisaillement avec mouchetis avant essai et déformée plastiquement après essai.

Un mouchetis est réalisé sur le centre de l'échantillon (zone de cisaillement). Il s'agit de gouttes de peintures blanches sur de la peinture noire mate. Pour que la peinture ne soit pas endommagée lors du montage de l'échantillon et durant l'essai (décollement ou griffure de la peinture), elle est déposée sur une largeur inférieure à la distance entre les deux mors (3mm).

2.2.1.3 Moyens d'observation de la déformation

Dans le cas d'un cisaillement simple, l'angle φ présenté sur la figure 2.27(b) caractérise la déformation. Par la suite, la grandeur utilisée est la déformation de cisaillement γ , égale à :

$$\gamma = \tan \varphi = \Delta l / e$$

avec Δl le déplacement et e la largeur cisailée.

La presse est équipée d'un capteur de déplacement sur la traverse. Ce déplacement n'est pas le déplacement réel des mors de cisaillement du fait des différents

rattrapages de jeux au sein de la platine. Afin d'augmenter la précision des données fournies par l'essai de cisaillement, la platine est équipée d'un capteur LVDT (Transformateur Différentiel à Variation Linéaire) qui mesure le déplacement relatif des mors (Figure 2.26).

Toutefois, l'expérience a montré qu'en pratique l'échantillon glisse légèrement dans les mors. Le déplacement donné par le capteur LVDT diffère donc des déformations réelles au sein de l'échantillon. Cette méthode d'observation n'est donc pas satisfaisante. Les dimensions et le montage rendent difficile l'accès à la zone cisailée de l'échantillon et donc les mesures à même le matériau. Une solution consiste à mesurer les déformations par corrélation d'images.

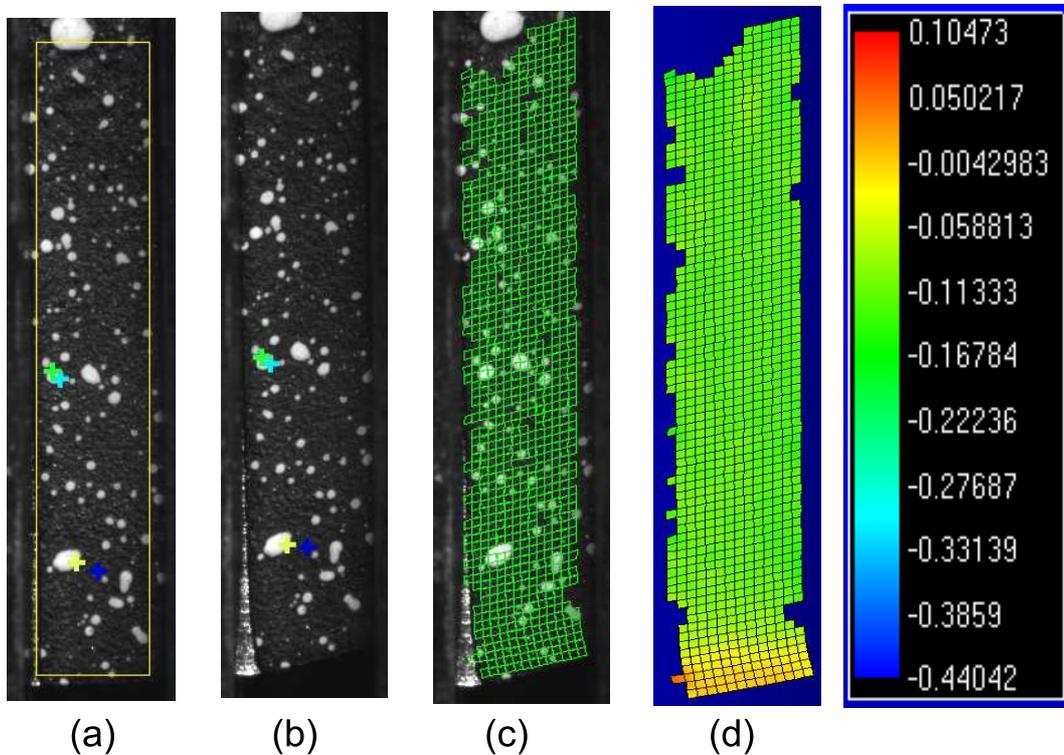


Figure 2.28: Méthode de la corrélation d'images : (a) Photo de l'échantillon non déformé, (b) Photo de l'échantillon déformé, (c) Grille déformée et (d) Carte des déformations $E_{xy} = \gamma/2$ calculées par 7D [Vacher *et al.* (1999)].

L'échantillon est filmé pendant l'essai avec une caméra CCD (Charge Coupled Device) et le champ des déformations locales (Figure 2.28) est calculé par le logiciel de corrélation d'images 7D [Vacher *et al.* (1999)]. Les données ainsi obtenues sont plus fiables et plus représentatives de l'état de déformation de l'échantillon.

Connaître la déformation en tout point de l'échantillon est utile en cas d'hétérogénéités. Cette méthode a ainsi permis de rendre compte de la présence d'une zone hétérogène à chaque extrémité des échantillons, les déformations étant homogènes pour le reste de la surface. Par la suite, la déformation mesurée par caméra CCD sera la moyenne des déformations locales observées dans la zone centrale, où elles sont homogènes.

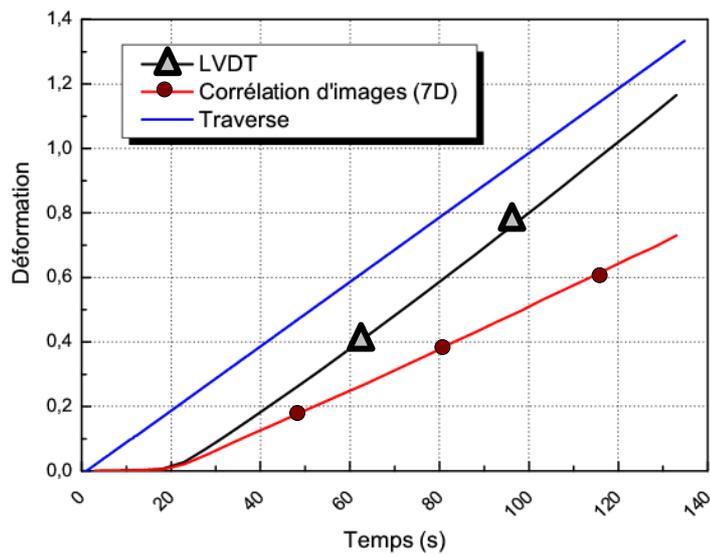


Figure 2.29: Déformations mesurées à partir de la traverse de la presse, du capteur LVDT et de la corrélation d'images.

La figure 2.29 présente la différence entre les déformations mesurées d'après le déplacement de la traverse, le LVDT et la corrélation d'images. L'essai est piloté en vitesse de déplacement de la traverse constante donc la déformation calculée par celle-ci est linéaire ; ce n'est pas le cas des deux autres méthodes. Au début de l'essai, le déplacement entre les mors (LVDT) et celui vu par la caméra (7D) commencent avec du retard par rapport à la traverse. Ceci est dû aux rattrapages de jeux dans le mécanisme de la platine de cisaillement. Enfin, bien que le LVDT soit monté directement sur les mors, une différence non négligeable subsiste entre ces déformations et celles obtenues par la corrélation d'images. C'est pourquoi nous n'utiliserons que les déformations calculées avec 7D.

2.2.1.4 Synchronisation

La corrélation d'images donne le champ de déformations. La courbe des contraintes en fonction de ces déformations est ensuite obtenue grâce à un programme de synchronisation des différents capteurs (caméra CCD, LVDT et force). Ce programme, développé sous LabView par Guilherme Machado et Vincent Gaudin, lit les valeurs des capteurs et déclenche la prise de la photo au même instant. Il permet de choisir la fréquence d'acquisition des données et le temps d'ouverture du diaphragme de la caméra CCD. A la fin de l'essai, un fichier EXCEL est généré, ce dernier donne pour chaque pas de temps : le déplacement de la traverse, la force, le déplacement (LVDT) et le temps d'ouverture du diaphragme (caméra CCD). Ce programme fonctionne correctement jusqu'à une fréquence de 4-5 Hz. Au-delà, la fréquence d'échantillonnage n'est plus constante et les mesures fournies sont inexploitable. Les essais de cisaillement sont donc réalisés à vitesses faibles.

2.2.1.5 Essais réalisés

Les essais sont réalisés au laboratoire 3S-R, sur une machine de traction-compression MTS équipée d'un capteur d'effort de 20 kN. Tous les essais sont réalisés à des vitesses de traverse de 0,3 mm/s, soit une vitesse de déformation d'environ $0,1 \text{ s}^{-1}$.

Deux types d'essais sont réalisés en cisaillement :

- des essais sur des échantillons à 0 et 45° par rapport à l'axe d'étirage,
- des essais de cisaillement symétrique.

Dans un premier temps, la comparaison des essais de cisaillement des échantillons cisailés dans l'axe d'étirage et ceux à 45° par rapport à cet axe donne une indication sur l'isotropie ou non du matériau. Si les échantillons ont le même comportement, le matériau est isotrope. Compte-tenu de la faible épaisseur des tubes, aucun essai n'a été conçu pour étudier l'anisotropie dans la direction de l'épaisseur.

Dans un deuxième temps, l'étude du retour élastique sur un essai symétrique permettra de connaître le type d'écrouissage du matériau.

2.2.2 Essais de traction sur tube

L'essai de traction est l'essai mécanique le plus fréquemment utilisé. Il consiste à soumettre une éprouvette à une traction et à mesurer la force correspondant

à un déplacement appliqué. Cet essai donne directement les courbes contraintes-déformations d'un matériau. Une machine de traction rapide sera utilisée car elle rend possible l'étude de l'influence de la vitesse de déformation sur le comportement du matériau. De plus, l'essai sera filmé par un caméra thermique afin d'estimer la puissance plastique transformée en chaleur.

2.2.2.1 Description du dispositif expérimental

Les essais de traction sont réalisés sur une machine de traction hydraulique, au laboratoire SIMaP de Grenoble. La traverse peut se déplacer jusqu'à 2 m/s et la capacité de charge est de 100 kN. Elle dispose d'un mode classique jusqu'à 200 mm/s et d'un mode rapide pour l'asservissement et l'acquisition pour les vitesses supérieures.

2.2.2.2 Echantillons

Les échantillons sont des tubes de 200 mm de long, découpés, rayonnés et mesurés à Minitubes. Des mandrins cylindriques en acier, de 50 mm de longueur et de diamètre ajusté au tube, sont placés à chaque extrémité du tube pour permettre le serrage de l'échantillon dans les mors hydrauliques de la presse (Figure 2.30).

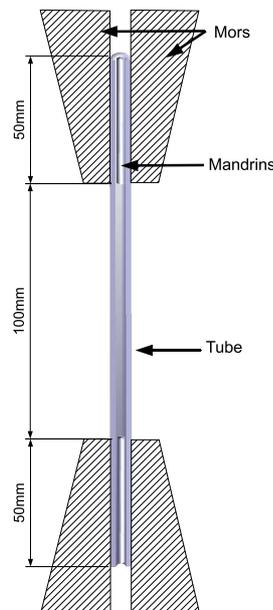


Figure 2.30: Schéma des essais de traction sur tube

2.2.2.3 Mesure de la déformation

La déformation ε est définie par la relation suivante $\varepsilon = \ln(l/l_0)$ avec l longueur du tube et l_0 sa longueur initiale. La mesure de déformation par extensométrie ne peut s'effectuer que jusqu'à 15% de déformation et dans le module basse vitesse. Pour des déformations ou des vitesses plus importantes, une mesure de la déformation à partir du déplacement de la traverse est envisagée.

Afin de vérifier la rigidité de la machine et connaître la précision de la mesure de déformation par le déplacement de la traverse, les mesures de l'extensomètre et de la traverse ont été comparées. La figure 2.31 montre que les deux mesures sont quasiment confondues (erreur < 1%). Les essais semblent donc homogènes et la machine suffisamment rigide pour permettre les mesures par déplacement de la traverse lorsque l'utilisation de l'extensomètre ne sera plus possible. La mesure des champs de déformation par corrélation d'images n'est donc pas nécessaire pour ces essais de traction. Ces essais ont aussi une meilleure reproductibilité que les essais de cisaillement et seront donc utilisés pour quantifier précisément les paramètres de la loi de comportement des matériaux.

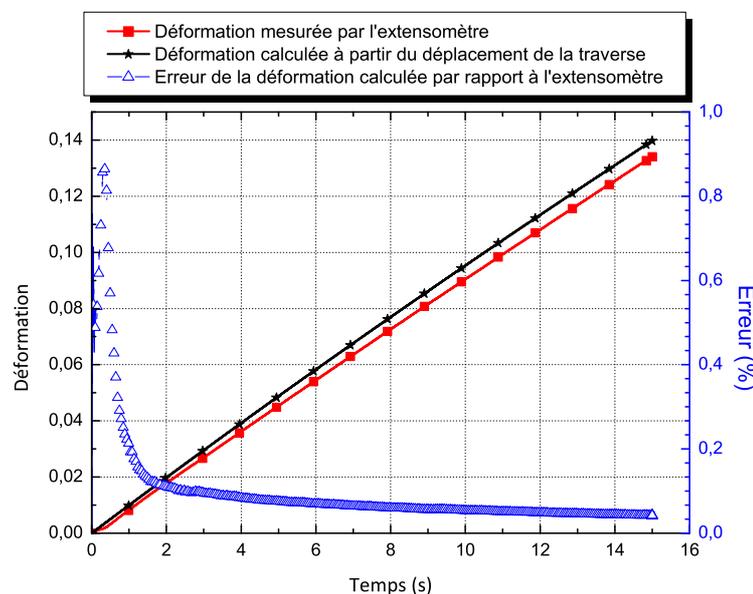


Figure 2.31: Comparaison de la déformation calculée à partir du déplacement de la traverse et de celle mesurée par l'extensomètre.

2.2.2.4 Essais à vitesse de déformation constante

En module basse vitesse, il est possible de contrôler la traverse pour que l'essai soit effectué à vitesse de déformation constante. Pour cela, le logiciel calcule en temps réel la vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ et adapte quasi-instantanément sa vitesse de traverse V_{trav} . La vitesse de déformation s'exprime en fonction de la vitesse de traverse :

$$\dot{\epsilon} = \frac{V_{trav}}{l}$$

Pour vérifier cette relation, des essais ont été réalisés à différentes vitesses. En traçant la déformation en fonction du temps pour un essai à $0,005 \text{ s}^{-1}$, on observe bien sur la figure 2.32 que la pente B est constante et égale à la consigne donnée. Ceci est vérifié jusqu'à une vitesse de déformation égale à 1 s^{-1} . Au-delà, le logiciel ne calcule pas assez rapidement la vitesse de traverse. La figure 2.33 montre qu'en imposant par exemple, une vitesse de déformation égale à 5 s^{-1} , la vitesse réelle ne dépasse pas 2 s^{-1} .

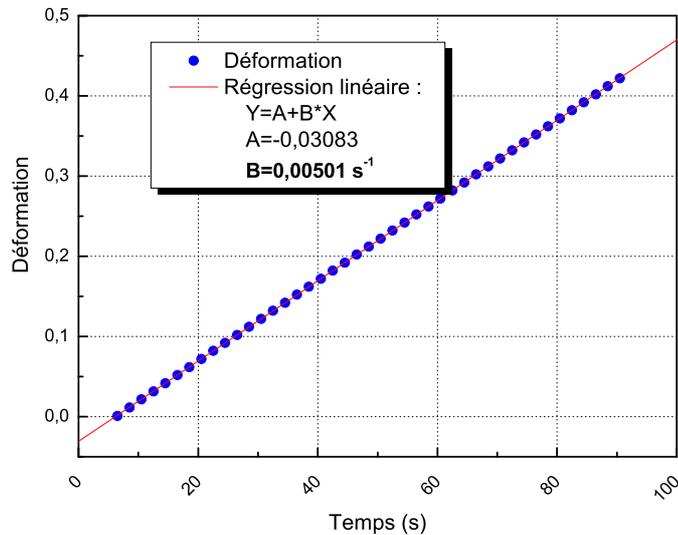
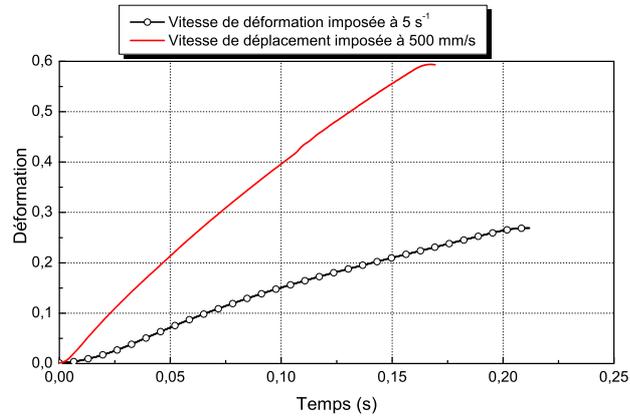


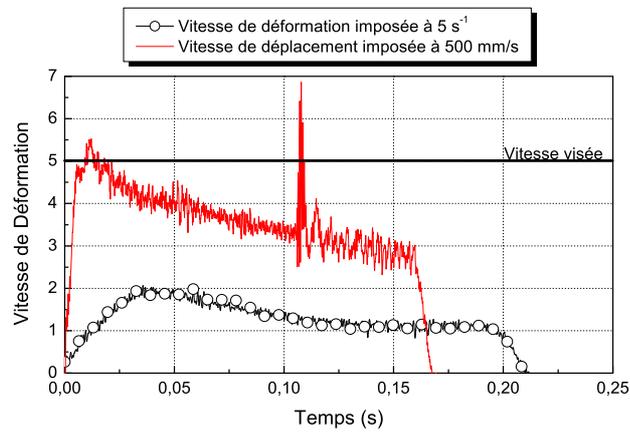
Figure 2.32: Essai de traction à vitesse de déformation imposée à $0,005 \text{ s}^{-1}$, déformation en fonction du temps et régression linéaire.

Lorsque la vitesse de déformation demandée est trop élevée, des essais sont alors effectués à vitesse de traverse constante et dans ce cas, la vitesse de déformation est approchée par :

$$\dot{\epsilon} \approx \frac{V_{trav}}{l_0}$$



(a)



(b)

Figure 2.33: Essais de traction à vitesse de déformation 5 s^{-1} et à vitesse de traverse 500 mm/s imposées constantes : (a) Déformation et (b) vitesse de déformation.

La figure 2.33(b) montre qu'en imposant une vitesse de traverse de 500 mm/s , on est plus proche de la vitesse de déformation souhaitée (5 s^{-1}).

Les vitesses des essais iront jusqu'à 1500 mm/s , soit une vitesse de déformation environ égale 15 s^{-1} .

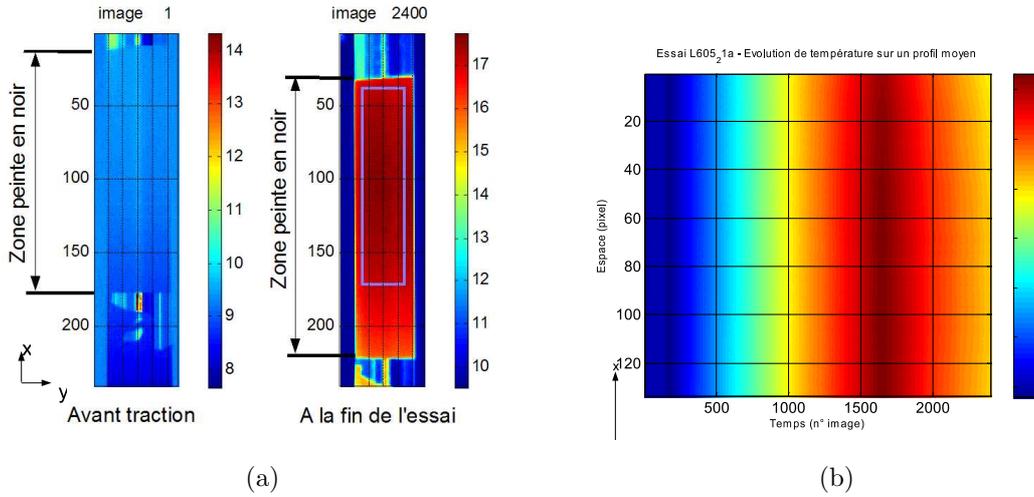


Figure 2.34: Exemple de cartes de température : (a) photo infra-rouge du champ de température au début et à la fin d'un essai de traction, (b) Température selon un profil moyen en fonction du numéro d'image (0 : début de l'essai, 1637 : fin de la déformation, 2400 : fin de l'essai)

2.2.2.5 Essais de traction avec caméra thermique

Lorsqu'un matériau se déforme plastiquement, il s'échauffe. En effet, une fraction, appelée IHF (Inelastic Heat Fraction), de l'énergie plastique est transformée en chaleur (cf. § 1.2.2.1.0). Les essais avec caméra thermique infrarouge (IR) [Louche (1999)] vont permettre d'étudier ce phénomène et de quantifier l'IHF. La caméra utilisée est une CEDIP Jade III MW avec une fréquence maximale de 145 Hz et une résolution spatiale de 320x240 pixels.

La méthode est la suivante. Le tube est préalablement peint en noir pour être au plus proche d'un corps noir (émissivité ≈ 1). Le champ de température d'un tube est mesuré pendant un essai de traction. Dans notre cas, la température T ne varie qu'en fonction de la position axiale x (figure 2.34(a)), ce qui donne en variation de température $\theta = \theta(x, t) = T(x, t) - T(x, t_0)$ en moyennant suivant y (figure 2.34(b)).

Les sources internes de chaleur S (W/m^3) sont ensuite calculées à partir d'un modèle thermique 1D, grâce à la méthode de Chrysochoos et Louche (2000) :

$$S = \rho c_p \left(\frac{\partial \theta}{\partial t} + \frac{\theta}{\tau_{1D}} \right) - \lambda \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \quad (2.1)$$

avec τ_{1D} le temps caractéristique des pertes (convectives principalement), λ la conductivité thermique du matériau (en $W/m.K$), ρ la masse volumique du matériau (en kg/m^3) et c_p la chaleur spécifique massique du matériau (en $J/kg.K$).

Cette méthode d'estimation des sources permet de remonter aux sources $S(x, t)$ à partir des températures expérimentales $\theta(x, t)$.

En théorie, l'IHF est égal aux sources mesurées divisé par la puissance plastique. Deux simplifications sont faites. D'une part, les sources $S(x, t)$ variant peu selon l'axe x , elles sont moyennées : $\bar{S}(t)$. D'autre part, la puissance plastique \dot{W}_p est supposée égale à la puissance mécanique P_{mecca} , car la puissance élastique \dot{W}_e est négligeable.

$$P_{mecca} = \dot{W}_p + \dot{W}_e \approx \dot{W}_p$$

L'IHF est alors approximé par :

$$IHF = \frac{\bar{S}}{\sigma \dot{\epsilon}} \quad (2.2)$$

Estimation du temps caractéristique des fuites .

Les fuites thermiques sont dues à la convection sur les surfaces de l'échantillon et à la conduction dans les mors. Les fuites par les faces sont quantifiées par le temps caractéristique τ_{1D} . Ces pertes doivent être particulièrement prises en compte lors d'un essai quasistatique, où les échanges avec le milieu extérieur ne sont pas négligeables.

Le plus simple est de calibrer le temps caractéristique tel que les sources soient nulles quand il n'y a plus ni thermoélasticité, ni thermoplasticité à la fin de l'essai.

En supposant qu'il n'y ait pas de pertes de chaleur à l'intérieur du tube et que la mesure soit prise suffisamment loin des mors pour ne pas en subir l'influence, les pertes ne sont dues qu'à la convection à l'extérieur du tube et le temps caractéristique est approximé par :

$$\frac{1}{\tau_{1D}} = \frac{h}{\rho c_p e} \quad (2.3)$$

avec h le coefficient d'échange par convection et e l'épaisseur du tube.

L'équation 2.3 permet ainsi d'obtenir le coefficient d'échange h .

2.2.3 Résultats des essais de traction et de cisaillement

2.2.3.1 316LVM

Étude mécanique

La figure 2.35-(a) montre que les courbes contraintes-déformations des échantillons à 0° et à 45° se superposent parfaitement. Les tubes seront donc considérés isotropes par la suite.

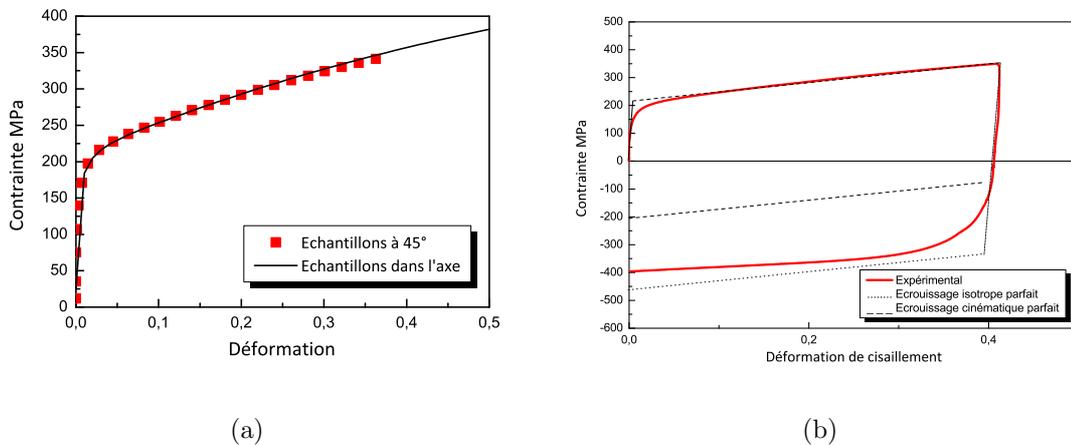


Figure 2.35: Essais de cisaillement du 316LVM : (a) vérification de l'isotropie avec cisaillement d'échantillon à 0° et 45° par rapport à l'axe du tube, (b) étude du type d'érouissage.

La figure 2.35-(b) présente un essai cyclique. Le retour élastique montre que l'érouissage comprend une partie cinématique et une partie isotrope. Dans une première approche, on ne tiendra compte que de la partie isotrope. La simulation de l'essai de cisaillement avec un érouissage isotrope donne des résultats différents des essais. Le retour élastique simulé est en effet plus faible que celui obtenu expérimentalement.

La figure 2.36(a) montre l'influence de la vitesse de déformation sur la courbe contraintes-déformations du 316LVM. Les vitesses de déformation sont comprises entre $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ et 15 s^{-1} . Entre ces valeurs extrêmes, la différence de contrainte pour une déformation donnée est d'environ 100 MPa. Cette différence démontre que l'essai quasistatique n'est pas approprié pour modéliser le comportement du tube pendant l'étirage et qu'une loi de comportement viscoplastique est mieux adaptée. De plus, les essais sur banc ont montré que la température du tube restait bien inférieure à 150°C . Le comportement du tube est donc supposé indépendant de la

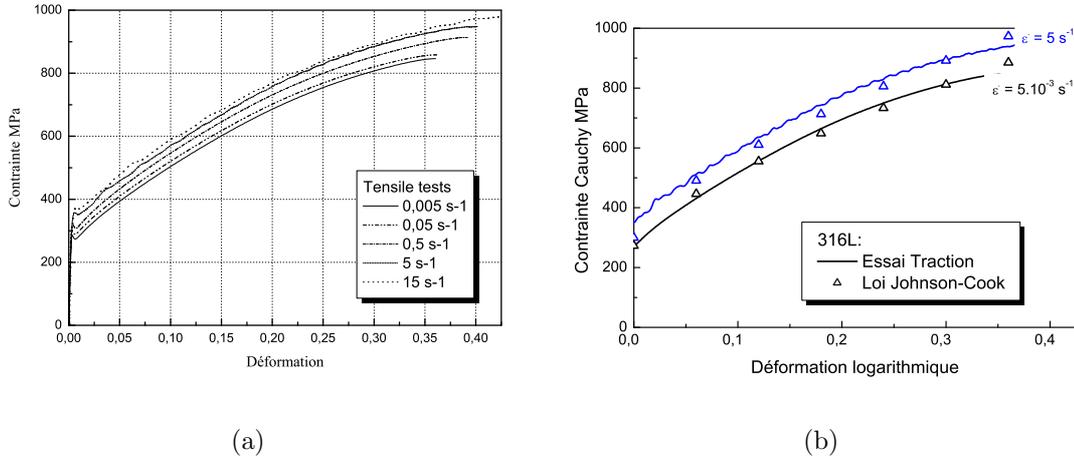


Figure 2.36: Essais de traction du 316LVM : (a) influence de la vitesse de déformation ($5 \cdot 10^{-3}$ - 15 s^{-1}) et (b) Comparaison des données expérimentales et de la loi Johnson-Cook pour les vitesses de déformation $5 \cdot 10^{-3}$ et 5 s^{-1}

Matériau	A (MPa)	B (MPa)	C	n	$\dot{\varepsilon}_{eq}^0$ (s^{-1})
316LVM	273	1257	0,014	0,70	0,005
L605	490	2238	0,013	0,87	0,005

Tableau 2.7: Coefficient de la loi Johnson-Cook de l'acier inoxydable 316LVM et de l'alliage cobalt-chrome L605.

température. La loi de comportement choisie est la loi de Johnson-Cook (J.-C.) sans tenir compte de l'adoucissement thermique.

$$\sigma_{eq} = (A + B\varepsilon_{eq}^n) \left(1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}}{\dot{\varepsilon}_{eq}^0} \right) \right) \quad (2.4)$$

La première partie $A + B\varepsilon_{eq}^n$ est identifiée sur la courbe de la vitesse $\dot{\varepsilon}_{eq}^0 = 0,005 \text{ s}^{-1}$. A représente la limite élastique à cette vitesse, B et n les solutions d'un système à deux équations en prenant deux points sur la courbe plastique. C est obtenu en choisissant un point de la courbe de la vitesse maximale. On obtient alors les coefficients donnés dans le tableau 2.7. La figure 2.36(b) montre les contraintes calculées par la loi de (J.-C.) et celles issues des essais. Seules deux vitesses de déformation sont représentées afin de ne pas surcharger la figure.

Étude thermique

Quatre essais de traction ont été filmés avec la caméra IR dans le but de vérifier

l'homogénéité de l'essai (absence de localisations de déformation) et la proportion de la puissance interne dissipée sous forme de chaleur : l'IHF (coefficient parfois appelé β). Ces essais ont été effectués et exploités par Latil (2008). Ils ont été réalisés à vitesse de traverse constante à 100, 200 et 1000 mm/s (i.e. aux taux de déformation initiaux $\dot{\epsilon}_0=1, 2$ et 10 s^{-1}).

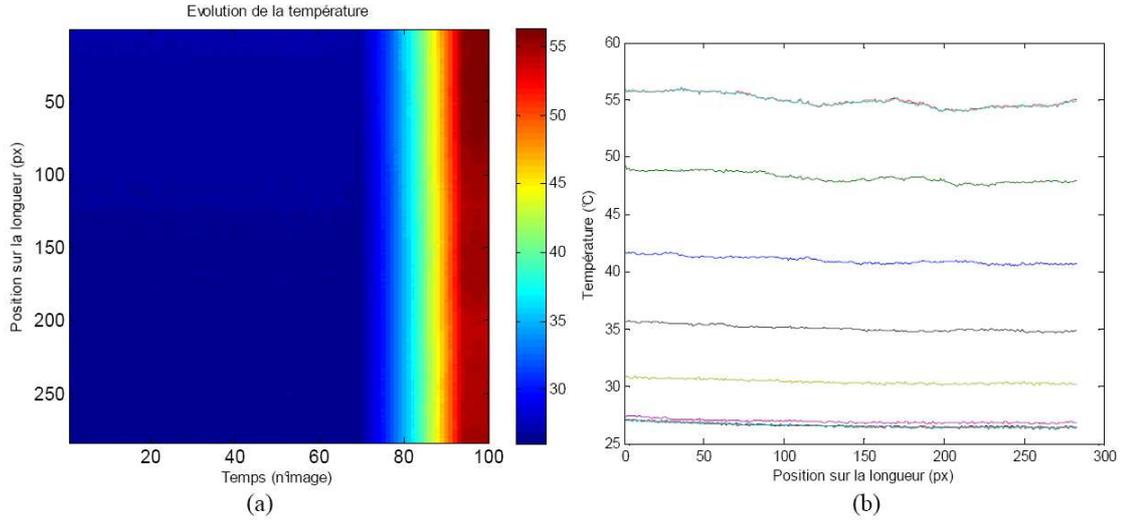


Figure 2.37: Observation de la température d'un tube en 316LVM pendant un essai de traction à 200 mm/s : (a) température tout au long de l'essai et (b) température à différents temps de l'essai.

La figure 2.37 montre la température d'un tube en 316LVM pendant un essai de traction. L'abscisse 0 correspond au bas de l'éprouvette, et au mors mobile de la presse. La température est constante suivant la largeur et présente un petit gradient de température suivant la longueur du tube. La rupture se produit à proximité du mors mobile lors des quatre essais, ce qui peut expliquer une température légèrement plus élevée (environ $1 \text{ }^\circ\text{C}$). Mais les essais sont homogènes hors du lieu de localisation de la rupture. L'essai est supposé adiabatique donc le terme θ/τ_{1D} est négligeable dans l'équation 2.1.

La figure 2.38(a) présente la puissance plastique, les sources de chaleur et leur rapport en fonction de la déformation pour un essai à 100 mm/s. La fraction IHF n'est pas constante et augmente avec la déformation allant de 40 à 90 %. Les deux autres essais à 100 mm/s et 200 mm/s suivent la même tendance. Pour l'essai à 1000 mm/s, la caméra thermique fournit trop peu de points même à sa fréquence maximale. Ainsi, bien que l'essai donne les mêmes valeurs que les autres, il est difficilement exploitable. La figure 2.38(b) expose les IHF mesurés sur les essais de traction de l'acier inoxydable. L'évolution de l'IHF en fonction de la déformation

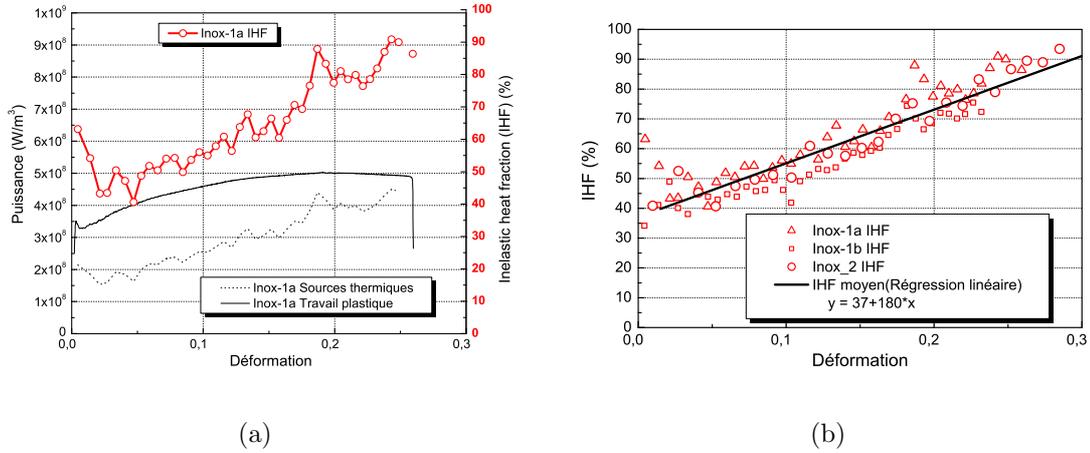


Figure 2.38: Essai de traction sur du 316LVM avec caméra infrarouge : (a) Puissance plastique, sources de chaleur et IHF en fonction de la déformation pour un essai à 100 mm/s et (b) IHF obtenus sur trois essais et régression linéaire moyenne

est linéaire. L'IHF du 316LVM sera donc modélisé par la relation linéaire suivante : $IHF = 37 + 180 \times \varepsilon$, valable entre 0 et 30%.

Des essais de cisaillement ont aussi été filmés avec la caméra IR et l'IHF calculé alors concorde avec celui calculé en traction.

2.2.3.2 L605

Étude mécanique

Comme pour le 316L, le recuit a supprimé l'anisotropie du matériau. En effet, les courbes de cisaillement dans l'axe et hors axe sont confondues sur la figure 2.39(a). La figure 2.39(b) montre que l'écroutissage du L605 est isotrope et cinématique. Comme pour 316L il sera considéré isotrope dans un premier temps.

Pour une même déformation, la différence de contraintes à $0,005$ et 5 s^{-1} est d'environ 100 MPa. Les coefficients de J-C utilisés seront ceux présentés dans le tableau 2.7. Les deux courbes expérimentales et celles obtenues avec la loi de J-C sont représentées sur la figure 2.40.

Étude thermique

En collaboration avec Hervé Louche, les essais de traction de L605 avec caméra thermique sont réalisés à une vitesse de déformation constante. L'utilisation de l'extensomètre ne permet pas de faire des tractions en vitesse rapide. La vitesse de

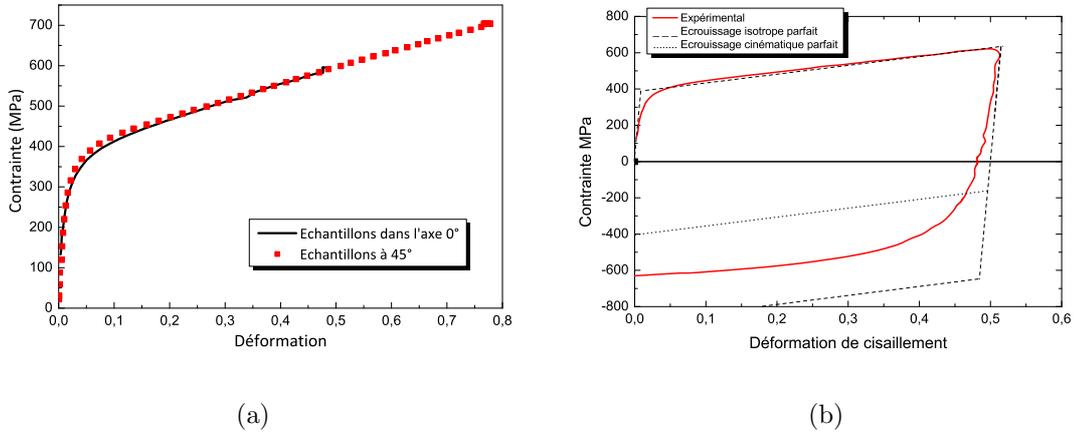


Figure 2.39: Essais de cisaillement du L605 : (a) vérification de l'isotropie avec cisaillement d'échantillon à 0° et 45° par rapport à l'axe du tube, (b) étude du type d'écroissage.

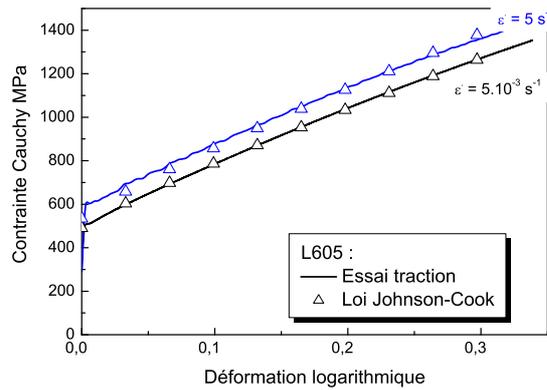


Figure 2.40: L605 : Courbes expérimentales et loi de Johnson-Cook (5.10^{-3} - 5 s^{-1})

déformation est de 10^{-3} s^{-1} . On observe une élévation de température de l'ordre de 10°C à 15% de déformation. Contrairement à l'essai en 316LVM, l'essai est ici quasi-statique. Les pertes convectives doivent donc être prises en compte.

La figure 2.41(a) montre l'instant t_f où la décharge est terminée ($F=0$). Sur la figure 2.41(b), les sources thermiques sont nulles au même instant pour un temps caractéristique égal à $\tau = 175 \text{ s}$ (soit un coefficient de convection $h = 14,6 \text{ W.m}^{-2}.K^{-1}$).

Les sources thermiques et l'IHF sont calculés comme pour le 316LVM. La figure 2.42 montre l'IHF en fonction des numéros d'images. La déformation augmente régulièrement avec le numéro d'image. Au vu de ces résultats, l'IHF sera considéré constant et égal à 70% quelle que soit la déformation.

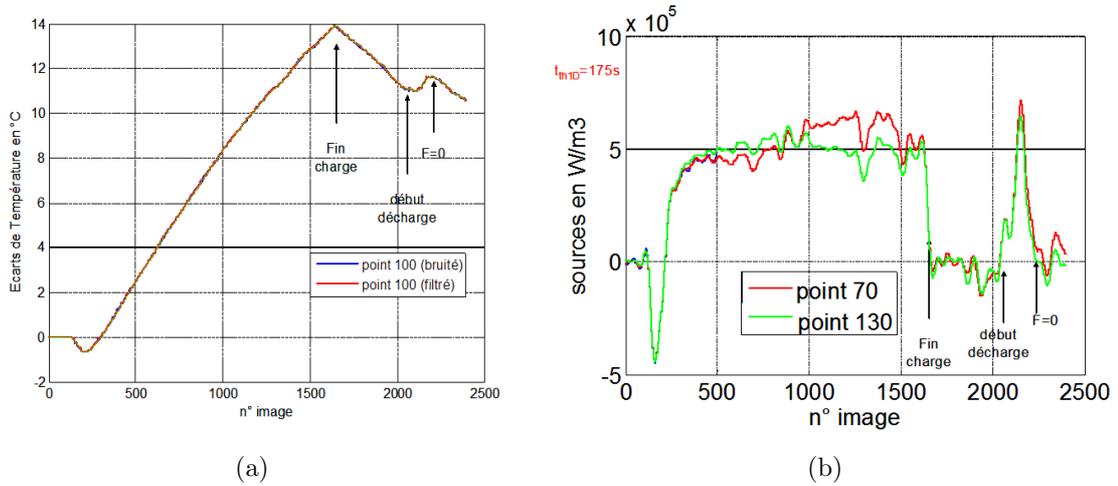


Figure 2.41: Évaluation du temps de fuite caractéristique en annulant les sources thermiques à la fin de la décharge.

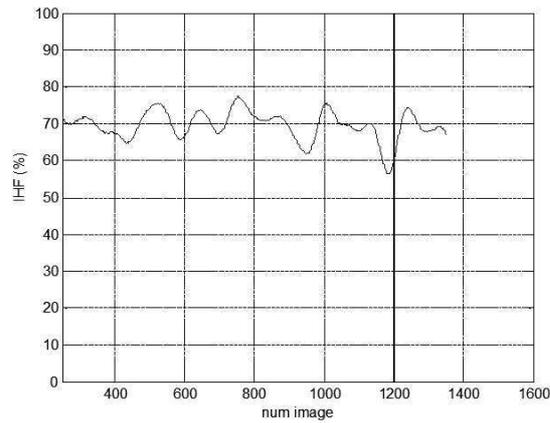


Figure 2.42: L605 : IHF

2.2.4 Mesure de la convection

Des expériences de caractérisation des pertes thermiques convectives ont été menées par Olivier Guiraud [Guiraud (2007)]. Ces expériences ont consisté à placer un tube à l'étuve pour que sa température soit homogène et à mesurer l'évolution de sa température extérieure lorsque celui-ci est placé à l'air ambiant. Ce procédé permet d'étudier la convection naturelle.

En parallèle, l'évolution de la température extérieure du tube au cours du temps est modélisée par l'équation de la chaleur :

$$V\rho c_p \frac{\partial T}{\partial t} - hS(T - T_a) = 0$$

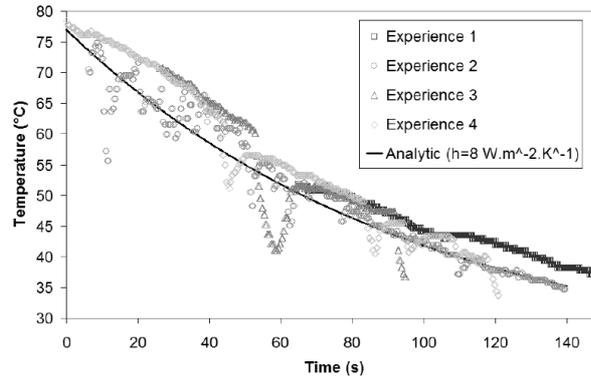


Figure 2.43: Refroidissement d'un tube par convection naturelle : caractérisation des pertes convectives et du coefficient d'échange h

où V est le volume d'acier inoxydable, c_p la chaleur spécifique de ce même acier, S la surface d'échange, h le coefficient d'échange (convectif), T la température de la surface d'échange et T_a la température ambiante.

Ensuite le coefficient d'échange h est calculé par un schéma aux différences finies. Il est égal à $h = 8 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$. La température mesurée lors du refroidissement du tube et celle obtenue par calcul théorique sont présentées sur la figure 2.43. Il est généralement admis que ce coefficient d'échange est compris entre 3 et $30 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$ pour la convection naturelle dans un gaz [Padet (2005)]. L'ordre de grandeur du coefficient calculé est donc correct. Le même coefficient de convection sera choisi pour le L605.

2.3 Essais de diffraction à rayons X

Le comportement macroscopique a été étudié avec les essais de cisaillement dans le paragraphe précédent. La comparaison de deux échantillons, décalés de 45° a montré un comportement isotrope. Des essais de diffraction à rayons X (DRX) sont réalisés pour observer plus précisément la texture du matériau et l'influence du recuit. Ces essais ont été effectués au Consortium des Moyens Technologiques Communs (CMTC) de Grenoble avec S. Coindeau.

La principale difficulté pour ces essais est la géométrie du tube. Les échantillons de tube sont coupés longitudinalement puis aplatés. Il est supposé que l'aplatissement des tubes ne modifie pas trop la texture. Une épaisseur de plus de 2 mm permet de faire aussi des essais sur la section des tubes. Les échantillons sont obtenus à partir

de tubes 316L : 10,5x12,8 mm (avant et après recuit) et 9x10,67 mm (avant recuit).

Un diffractogramme standard permet d'explorer si l'orientation cristallographique est aléatoire. Dans cet essai, les plans parallèles à la surface de l'échantillon sont observés. Le signal obtenu est comparé au diffractogramme d'une poudre d'un acier austénitique, ce qui équivaut à un diagramme sans orientation préférentielle.

La figure 2.44 présente le résultat de la surface extérieure avant recuit. Les barres rouges représentent le diagramme de référence (poudre) et les pics noirs celui de l'échantillon. Une orientation préférentielle (220) est observée. La figure 2.45 compare la face extérieure et intérieure. Les deux faces ont la même orientation préférentielle; celle de la surface extérieure est plus marquée. La figure 2.46 montre une orientation préférentielle (111) dans la section. Les échantillons du tube 9x10,67 obtiennent les mêmes résultats. Le décalage des pics par rapport au diagramme de poudre est dû aux contraintes dans le matériau. En effet, la déformation modifie la distance entre les plans cristallins. Une étude approfondie permet ainsi de connaître les déformations et contraintes résiduelles dans le matériau.

Après recuit, la surface extérieure retrouve une texture isotrope (Figure 2.47). En revanche, la surface intérieure (Figure 2.48) présente une orientation préférentielle (220) et (331) et la section a gardé l'orientation préférentielle (111) (Figure 2.49). Il y a donc une hétérogénéité de la texture dans l'épaisseur. Toutefois, bien que la texture de la section soit plus proche de celle de la surface intérieure, on ne peut pas en conclure que le comportement de la surface intérieure est majoritaire dans l'épaisseur.

Les essais de cisaillement avaient montré que le comportement macroscopique était isotrope mais ils ne testaient pas l'isotropie dans l'épaisseur. Ces essais de diffraction indiquent un comportement hétérogène dans l'épaisseur. Toutefois, cet aspect ne sera pas approfondi dans cette thèse.

2.4 Conclusion

Cette partie expérimentale a permis de mieux comprendre le procédé et les matériaux utilisés.

Tout d'abord, les essais d'étirages ont été réalisés avec mesure d'efforts et de température. Pour aucun des matériaux étudiés, les gammes de vitesse testées ne

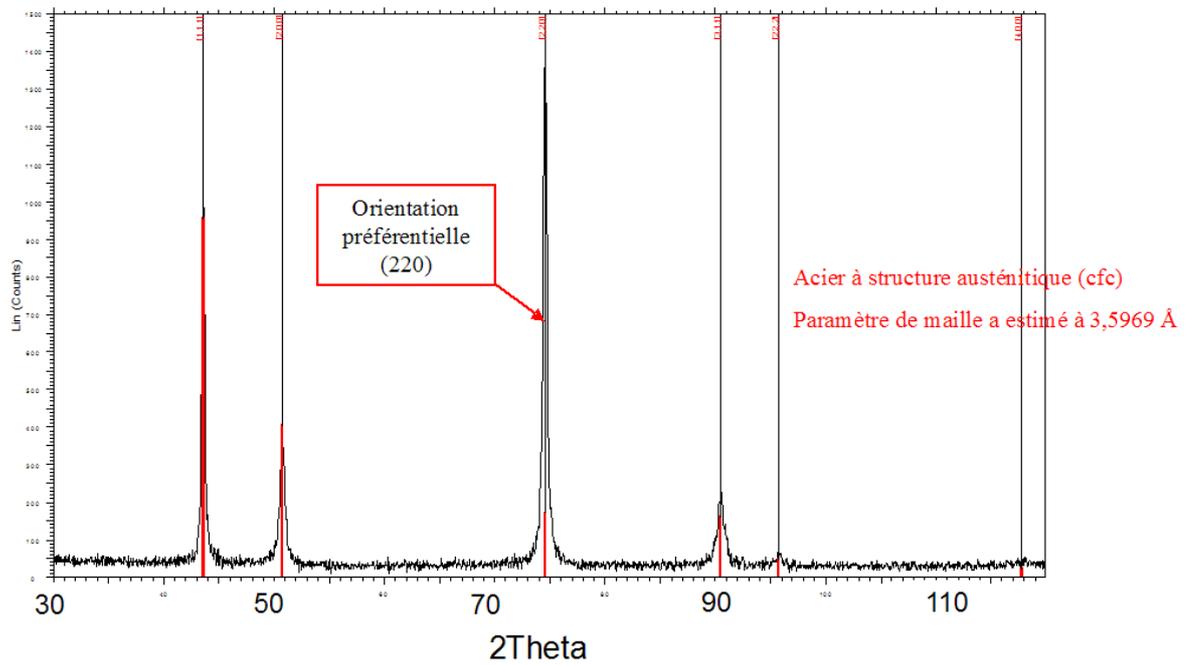


Figure 2.44: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube avant recuit : surface extérieure

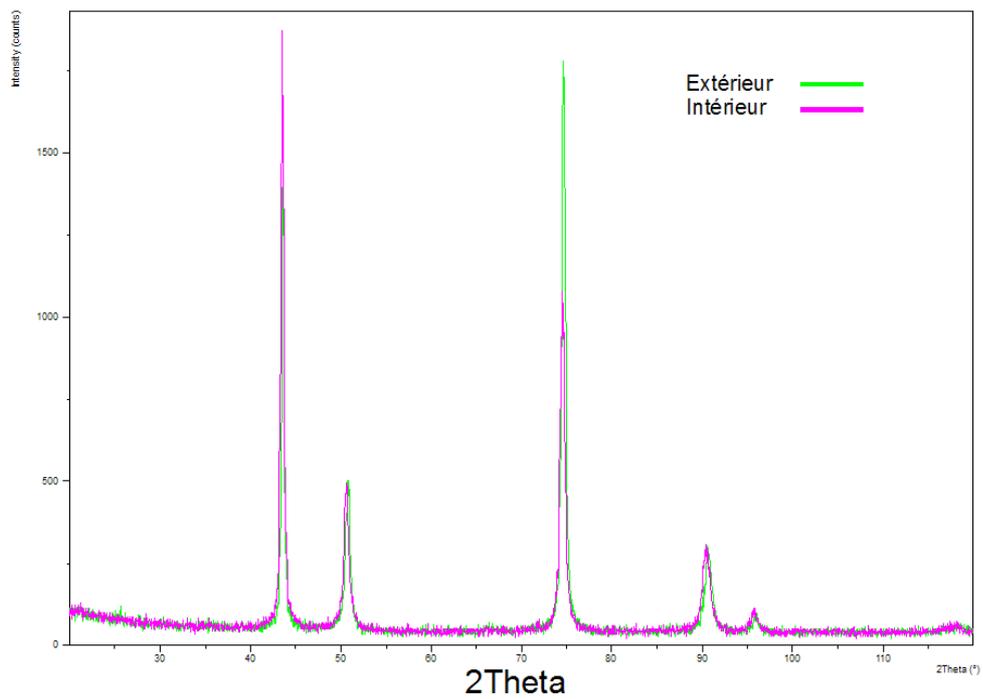


Figure 2.45: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube avant recuit : comparaison des surfaces intérieure et extérieure

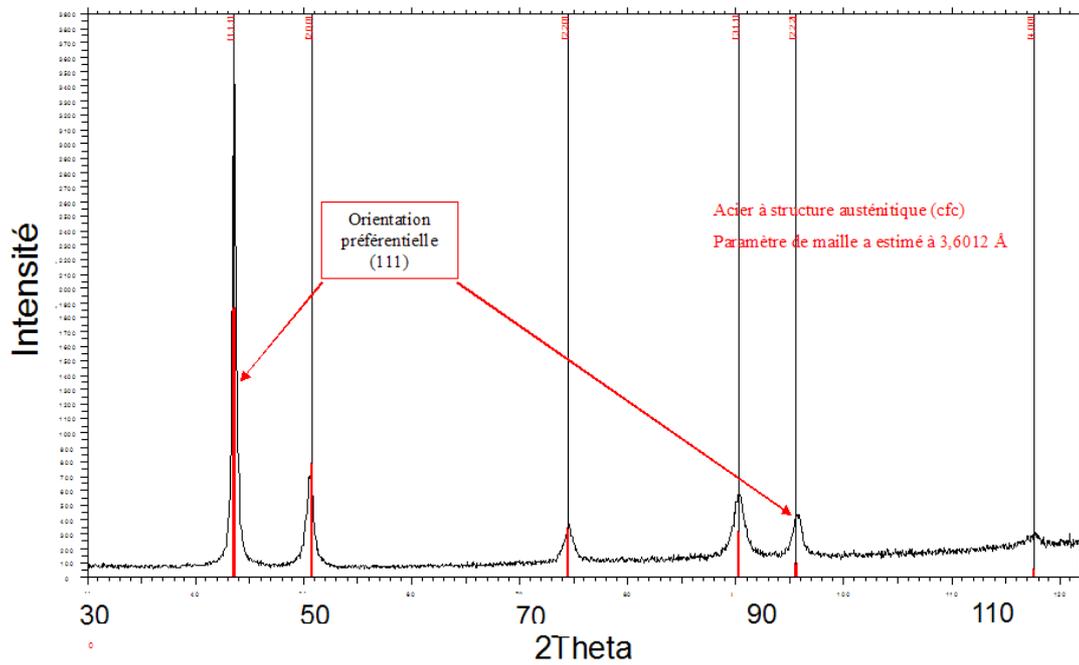


Figure 2.46: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube avant recuit : section

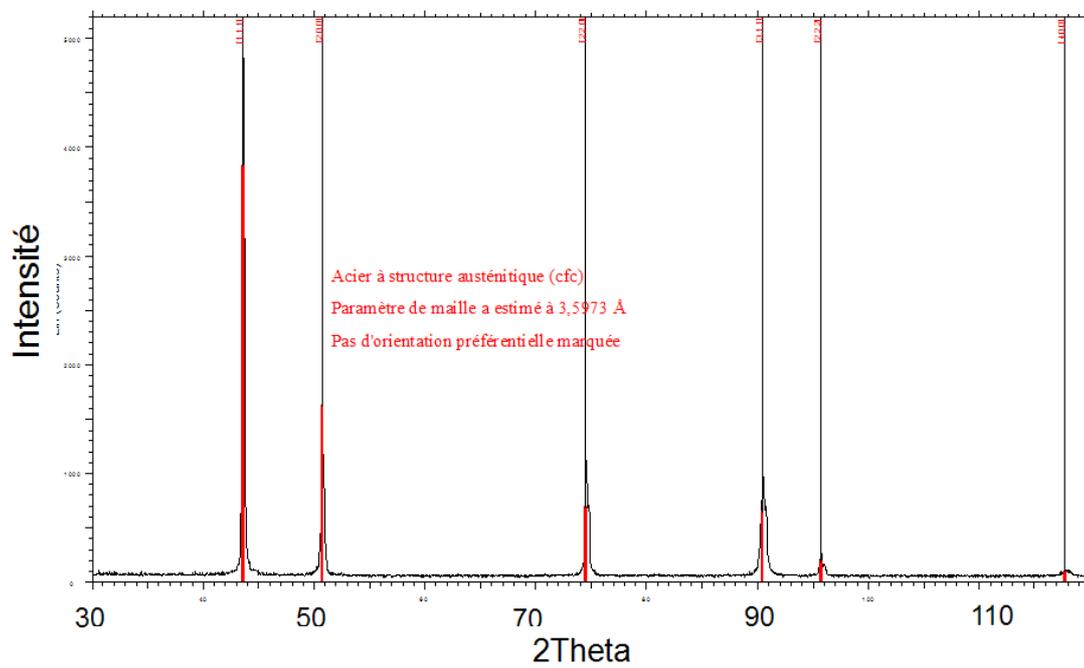


Figure 2.47: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube après recuit : surface extérieure

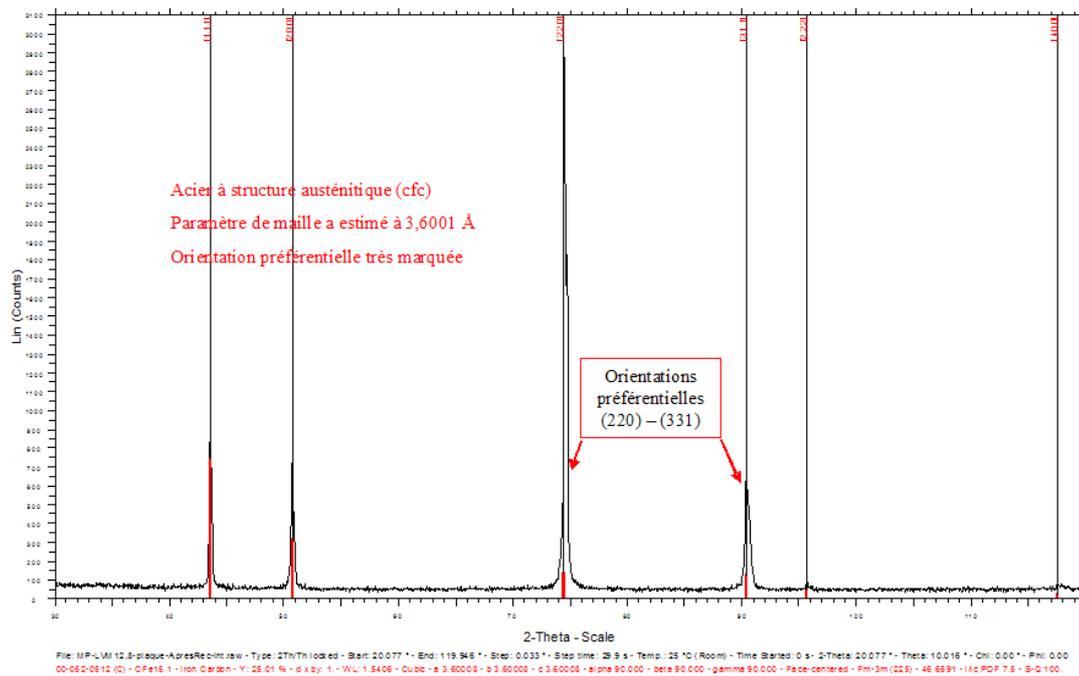


Figure 2.48: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube après recuit : surface intérieure

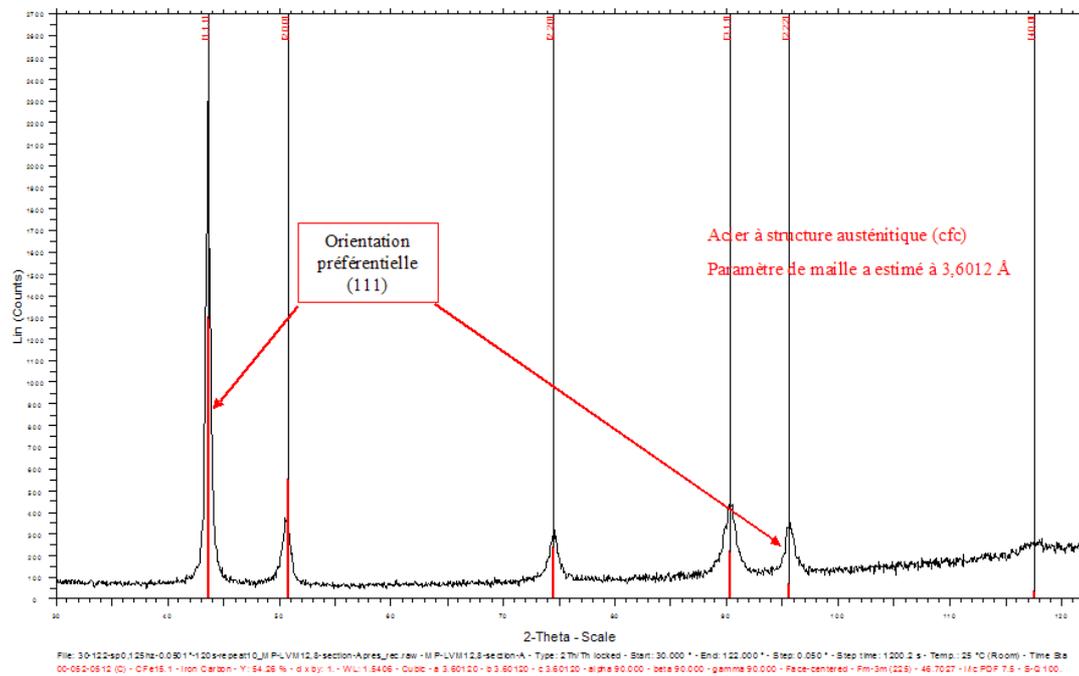


Figure 2.49: Diffraction Rayons X d'un échantillon de tube après recuit : section

sont assez importantes pour avoir une influence sur les forces d'étirage. Dans le cas du 316L, les efforts sont constants pour un même essai, ce qui conduit à des essais très répétables. Cela n'est pas le cas pour le L605 où une variation de la force d'étirage est observée au fur et à mesure des essais. Les essais en conditions industrielles montrent ainsi une grande dispersion dans les efforts mesurés pour le L605, sans que cela n'ait de lien avec le changement de vitesse. Il a été démontré en revanche que la position angulaire de la filière avait un effet sur les efforts.

Concernant les températures, celles mesurées sur le 316L et le L605 sont du même ordre de grandeur. Elles varient peu pour l'étirage à creux alors que pendant l'étirage sur mandrin, la température de ce dernier influe grandement sur la température du tube.

Enfin, des essais de cisaillement et de traction ont permis de caractériser le 316L et le L605. Ces résultats seront utilisés dans les simulations. Les essais de cisaillement et de traction ont permis de vérifier le comportement isotrope après recuit. De plus, le comportement des deux matériaux est influencé par la vitesse de déformation. Le comportement du 316L et du L605 seront modélisés, avec des coefficients adaptés à chacun, par la loi viscoplastique de Johnson-Cook avec un écrouissage isotrope. L'utilisation d'une caméra thermique a permis de déterminer leur IHF grâce à une évaluation des sources de chaleur. L'IHF du 316L varie fortement en fonction de la déformation, allant de 35 à 70 %. Au contraire, quelle que soit la déformation, l'IHF du L605 est égal à 70%. Pour finir, un essai a permis d'estimer le coefficient d'échange convectif d'un tube en 316L.

Chapitre 3

Modélisation de l'étirage de tube

Table des matières

3.1	Présentation du modèle	111
3.1.1	Géométrie des pièces et assemblage	111
3.1.1.1	Tubes	111
3.1.1.2	Outillage	112
3.1.2	Propriétés des matériaux	113
3.1.2.1	Tubes	113
3.1.2.2	Outillage	114
3.1.3	Conditions initiales/aux limites	114
3.1.4	Définition du contact	115
3.1.5	Choix des éléments	116
3.1.6	Choix du temps d'incrément	116
3.2	Identification des propriétés du contact	118
3.2.1	Méthode	118
3.2.2	Identification du coefficient de frottement	120
3.2.3	Identification de la conductivité	121
3.2.3.1	Calcul préliminaire avec un IHF variable	121
3.2.3.2	Identification d'un IHF "moyen" équivalent	121
3.2.3.3	Influence de la conductance de contact	123
3.2.3.4	Conclusion	124
3.2.4	Comparaison expérience-numérique pour les autres essais	125
3.2.4.1	Comparaison pour le 316L	125

3.2.4.2	Comparaison pour le L605	127
3.2.5	Conclusion sur la méthode inverse	127
3.3	Observations des simulations	129
3.3.1	Étirage à creux	129
3.3.2	Étirage sur mandrin	130
3.3.3	Étirage sur boulet	131
3.4	Étude paramétrique	133
3.4.1	Paramètres étudiés	134
3.4.2	Influence sur les efforts	134
3.4.2.1	Étirage à creux	134
3.4.2.2	Étirage sur mandrin	136
3.4.3	Influence sur les dimensions	137
3.4.4	Influence sur les contraintes et les déformations résiduelles	138
3.4.4.1	Étirage à creux	138
3.4.4.2	Étirage sur mandrin	140
3.4.5	Conclusion	141
3.5	Limites de la formabilité	142
3.6	Conclusion	145

Introduction

La modélisation de l'étirage de tube a pour but de simuler l'étirage à froid à partir de données physiques, matériaux et procédés, précises et réelles. Pour ce faire, une étude approfondie des matériaux, du profil des outils et des différents paramètres mécaniques et numériques est nécessaire. Le comportement du matériau a été déterminé grâce à des essais de traction et de cisaillement vus au chapitre précédent. Les données obtenues permettent de créer un modèle numérique d'étirage. La comparaison des résultats des simulations aux résultats expérimentaux d'essais d'étirage réalisés chez MINITUBES permettra de valider les calculs.

Tous les calculs sont réalisés sur un Intel®Core™2 CPU 6400 @ 2.13GHz de cache L2 avec 4G de RAM. Le logiciel utilisé pour la modélisation de l'étirage est Abaqus®. Ce logiciel éléments-finis est généraliste et offre de nombreuses possibilités de simulations dans de nombreux domaines. Il propose deux solveurs complémentaires : un implicite (standard) et un explicite.

A l'origine, le solveur explicite dynamique a été développé pour des problèmes d'impact. Il est donc particulièrement adapté aux problèmes non-linéaires de grandes déformations et de grandes vitesses de déformation. Bien que l'analyse soit dynamique, elle peut être utilisée moyennant quelques précautions pour accomplir des analyses quasi-statiques. Le solveur Explicit présente plusieurs avantages par rapport à Abaqus/Implicit :

- une convergence plus facile (problèmes avec contact),
- un temps de calcul plus court,
- une meilleure parallélisation des calculs.

De plus Abaqus/Explicit comporte des options absentes d'Abaqus/Implicit, notamment la loi viscoplastique Johnson-Cook. Ce solveur sera donc utilisé dans la plupart des calculs. L'utilisation ponctuelle du solveur Implicit dans des cas particuliers sera indiquée par la suite.

Ce chapitre décrira tout d'abord les paramètres du modèle numérique. L'identification des propriétés de contact sera ensuite présentée. Une fois tous les paramètres du modèles trouvés, nous comparerons les résultats de la simulation d'étirage avec les essais sur banc. Une étude paramétrique exposera l'influence de la géométrie de la filière sur les efforts, les dimensions, les contraintes et déformations lors de l'étirage à creux et sur mandrin. Enfin, nous nous intéresserons à la possibilité de prévoir à partir de la modélisation si une passe sera possible ou non.

3.1 Présentation du modèle

3.1.1 Géométrie des pièces et assemblage

En supposant que les outillages et les tubes ont une cylindricité et une coaxialité parfaite, le modèle choisi sera axisymétrique afin de limiter les temps de calculs.

3.1.1.1 Tubes

Afin d'être positionné dans la filière, le tube doit comporter une pointe à son extrémité ; pointe qui, dans le cas de l'étirage sur mandrin doit être dure pour éviter de se déformer au passage du mandrin. Avant de commencer la simulation de l'étirage sur mandrin à proprement parler, des étapes préliminaires sont réalisées. Elles sont présentées sur la figure 3.1 :

1. Le tube est initialement rectiligne,
2. Une surface rigide (simule la marteleteuse) vient former la pointe du tube,
3. Le mandrin et la filière sont mis en place.

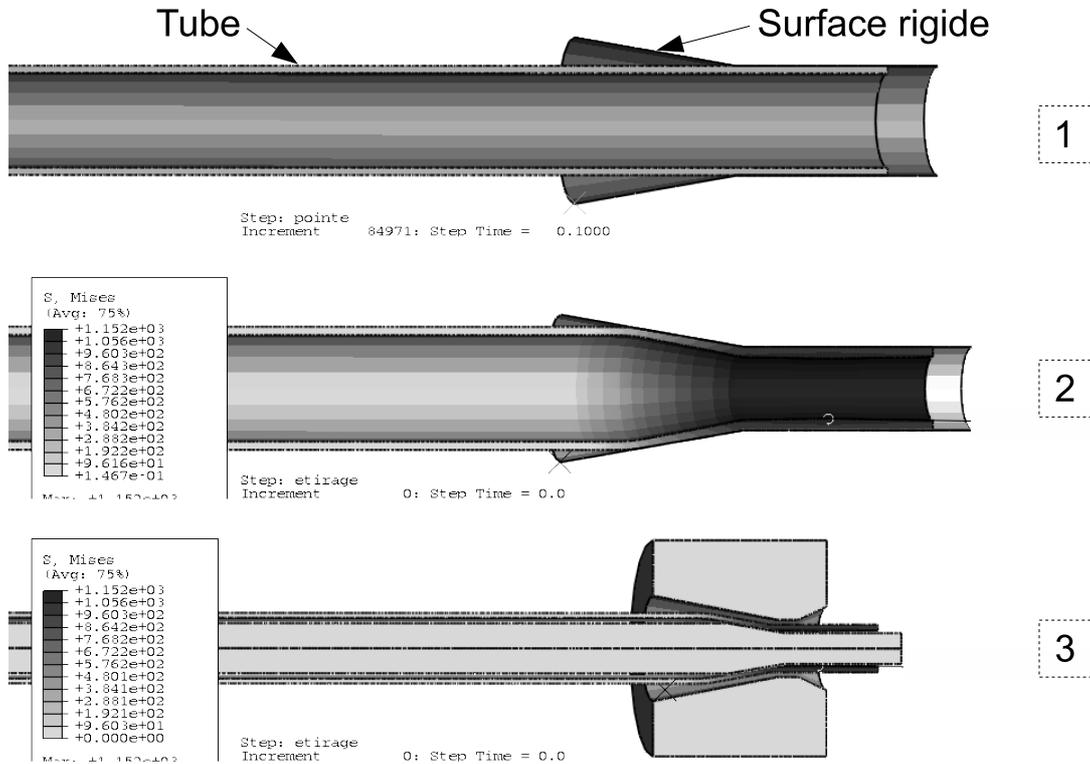


Figure 3.1: Préparation du tube avant l'étirage sur mandrin : 1. Tube initial, 2. Tube apointé, 3. Mise en place du tube dans filière et du mandrin.

3.1.1.2 Outillage

Seul le noyau (en carbure ou diamant) des filières est simulé. Le diamètre extérieur du noyau est de 25 mm pour les filières carbure et 10 mm pour les filières diamant. La filière est ensuite caractérisée par le diamètre intérieur, l'angle d'entrée, la portée et le rayon de raccordement entre la portée et le cône d'entrée. Ces données ont été relevées pour chaque essai (cf. § 2.1.1.1). Il en est de même pour les diamètres des mandrins. Leurs pointes sont modélisées en fonction de celles observées pendant les essais.

Les boulets sont définis par leurs diamètres [Confidentiel]. Afin de limiter les temps de calculs, l'arrière est dessiné plus court qu'en réalité car la longueur de l'arrière n'a pas d'influence sur les résultats.

3.1.2 Propriétés des matériaux

3.1.2.1 Tubes

Propriétés

Les deux matériaux simulés sont le 316L et le L605. Dans le chapitre précédent, les essais de cisaillement et de traction ont déterminé les paramètres de la loi de comportement et la valeur de l'IHF de ces matériaux. Les autres données ont déjà été données dans le chapitre 1. Les paramètres utilisés pour les simulations sont récapitulés dans le tableau 3.1.

Matériau	316L	L605
Isotrope	Oui	Oui
Module d'Young	192 GPa	243 GPa
Coefficient de Poisson	0,29	0,3
Loi de comportement Viscoplastique Johnson-Cook	A=273 MPa, B=1257 MPa,C=0,014 n=0.7, $\dot{\varepsilon}_{eq}^0 = 0,005s^{-1}$	A=490 MPa B=2238 MPa, C=0,013 n=0.87, $\dot{\varepsilon}_{eq}^0 = 0,005s^{-1}$
IHF	IHF = $37 + 180 \times \bar{\varepsilon}$ % avec $\bar{\varepsilon}$ déformation équivalente	70 %
Conductivité	$16.3 W.m^{-1}.K^{-1}$	$12.7 W.m^{-1}.K^{-1}$
Densité	$7900 kg.m^{-3}$	$9200 kg.m^{-3}$
Chaleur spécifique	$500 J.kg^{-1}.K^{-1}$	$377 J.kg^{-1}.K^{-1}$
Convection	$8 W.m^{-2}.K^{-1}$	$8 W.m^{-2}.K^{-1}$

Tableau 3.1: Propriétés des matériaux des tubes : 316L et L605.

Notons que, par défaut, l'IHF ne peut pas être variable dans Abaqus. Afin de pallier cela, les subroutines HETVAL et USDFLD sont utilisées pour le 316L. USDFLD enregistre les valeurs de contraintes, déformations et vitesses de déformation alors que HETVAL permet de créer un flux thermique dû à une génération de chaleur interne au matériau à partir des variables d'état enregistrées par USDFLD. Le flux thermique volumique r est de la forme :

$$r = \beta \sigma : \dot{\varepsilon} \quad (3.1)$$

Avec $\sigma : \dot{\varepsilon} = \sigma_{rr}\dot{\varepsilon}_{rr} + \sigma_{zz}\dot{\varepsilon}_{zz} + 2\sigma_{rz}\dot{\varepsilon}_{rz}$ et $\beta = 37 + 180 \times \bar{\varepsilon}$ où $\bar{\varepsilon} = \int d\bar{\varepsilon}$ est la déformation équivalente.

Afin de valider la subroutine, elle est testée, sur un élément en traction, avec un IHF constant et les résultats sont comparés à ceux obtenus avec l'IHF par défaut d'Abaqus. La subroutine a un peu de retard car le flux est calculé à partir des variables de l'incrément précédent contrairement à la fonction IHF par défaut. Cet écart dépend donc du temps d'incrément. Comme les incréments sont très faibles pour les simulations d'étirage, ce retard sera considéré négligeable.

La subroutine HETVAL n'est disponible que sur Abaqus/Implicit. Par la suite, un IHF "moyen" équivalent sera calculé pour les calculs en explicite.

3.1.2.2 Outillage

Les filières sont en carbure de tungstène (WC) pour les passes à creux et sur mandrin, en diamant (PCD) pour les passes sur boulet. Les mandrins sont en acier mi-dur et les boulets en carbure de tungstène. Les propriétés mécaniques et thermiques des outils sont principalement obtenues à partir de données fournisseurs et sont récapitulées dans le tableau 3.2.

Matériau	WC	PCD	Acier mi-dur
Module d'Young (GPa)	650	950	210
Coefficient de Poisson	0,2	0,2	0,3
Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$)	100	500	50
Densité ($kg.m^{-3}$)	15.10^3	4.10^3	$7,9.10^3$
Chaleur spécifique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$)	234	500	500

Tableau 3.2: Données Cambridge Engineering Selector et fournisseurs (Compax die).

3.1.3 Conditions initiales/aux limites

La figure 3.2 reprend l'ensemble des conditions initiales et aux limites pour un étirage à creux. Une température initiale, égale à $20^{\circ}C$, est appliquée à tout le modèle. Une convection naturelle est appliquée sur la surface extérieure du tube, avec le coefficient d'échange mesuré $h = 8 W.m^{-2}.K^{-1}$ (cf §2.2.4). Ce même coefficient de convection est appliqué sur la filière. La filière est encastrée. Un déplacement à vitesse constante est appliqué à l'extrémité du tube pour l'étirage à creux et sur boulet. Sur mandrin, le déplacement est appliqué à l'extrémité de celui-ci.

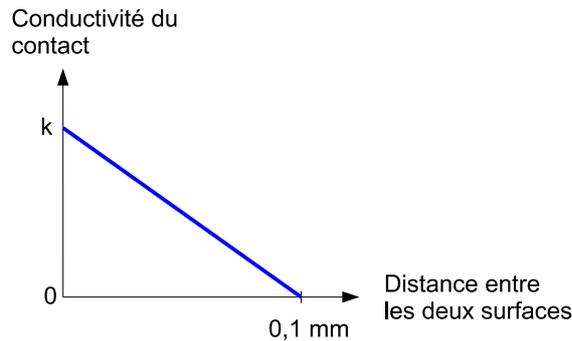


Figure 3.3: Relation entre la conductivité thermique et la distance entre les deux surfaces en contact [Dassault Systèmes (2008c)]

3.1.5 Choix des éléments

La modélisation est réalisée avec des éléments axisymétriques couplés en température et déplacement de type CAX4RT. Ces éléments sont linéaires en température et en déplacement à intégration réduite. L'utilisation de l'intégration réduite est rendue possible en mettant plus d'éléments dans l'épaisseur du tube. Mettre 6 à 8 éléments à intégration réduite donne des résultats identiques à un calcul avec peu d'éléments classiques. En revanche, en terme de temps de calculs, il est préférable d'avoir les éléments à intégration réduite.

3.1.6 Choix du temps d'incrément

Avec le solveur implicite, Abaqus ajuste son pas de temps de façon à vérifier, à chaque incrément calculé, ses critères de convergence [Dassault Systèmes (2008a)]. Généralement, l'incrément est de l'ordre de $10^{-4} - 10^{-5}$ seconde dans les calculs présentés.

En revanche la gestion du pas de temps est différente en explicite. Abaqus n'a pas de critère de convergence. Le pas de temps stable Δt est le temps minimum que met une onde de dilatation pour traverser n'importe quel élément du modèle. Il est fonction de la longueur caractéristique des éléments L^e et de la célérité du matériau c_d . Pour un matériau élastique linéaire, il est égal à :

$$\Delta t = \frac{L^e}{c_d} = L^e \sqrt{\rho/E} \quad (3.2)$$

avec ρ la densité et E le module d'Young.

Dans nos modèles, le pas de temps stable est de l'ordre de 10^{-8} seconde et le temps total simulé est au minimum de 0,2 s., ce qui conduit à 10^7 incréments à calculer et donc à des temps CPUs très importants. Il est nécessaire de limiter ce nombre d'incrément. Il existe deux méthodes pour diminuer le temps de calcul d'une analyse quasi-statique :

- soit en diminuant le temps total, c'est-à-dire en augmentant les vitesses de chargement,
- soit en augmentant artificiellement le pas de temps stable.

Dans notre cas, le comportement des matériaux dépendant de la vitesse de déformation, augmenter la vitesse d'étirage influencerait sur les résultats. La première solution ne convient donc pas.

La deuxième solution, appelée Mass Scaling, consiste à augmenter artificiellement la densité ρ . En effet, l'équation 3.2 montre que multiplier la densité par un facteur f^2 a pour effet de multiplier le temps d'incrément stable par f . Toutefois, augmenter la densité n'est pas sans conséquence et il faudra vérifier les phénomènes inertiels qui doivent rester négligeables.

Pour appliquer le Mass Scaling, il est possible de choisir le temps d'incrément souhaité et Abaqus augmente automatiquement la densité pour que le pas de temps stable atteigne l'incrément choisi. Afin de connaître le Mass Scaling maximum applicable à notre modèle, des simulations sont réalisées pour des temps d'incrément imposés allant de 10^{-4} à 10^{-7} seconde. Les résultats de ces simulations sont ensuite comparés avec ceux d'une simulation sans mass scaling. Tout d'abord, une première vérification est réalisée à la visualisation des résultats. La figure 3.4 montre que les déformées et les contraintes sont équivalentes jusqu'à un pas de temps de 10^{-6} seconde. Une différence au début du calcul est observée à 10^{-5} seconde et le résultat devient aberrant à 10^{-4} seconde.

Le tableau 3.3 indique l'influence du mass scaling sur la masse, l'énergie cinétique, le nombre d'incrément ainsi que le temps CPU. La masse du modèle est très fortement augmentée par le Mass Scaling, ce qui a pour effet direct d'augmenter fortement l'énergie cinétique. Dans un analyse quasistatique, les effets d'inertie doivent rester négligeables. La vérification des énergies est donc indispensable pour valider le calcul.

L'énergie cinétique ALLKE doit être négligeable devant l'énergie interne ALLIE (ALLKE < 1-5% ALLIE). La figure 3.5 valide le mass scaling jusqu'à un temps

d'incrément égal à 10^{-6} seconde. Il apparaît que le choix du temps visé égal à 10^{-6} seconde est le plus judicieux, puisqu'il permet de diviser le temps CPU par 120 sans toutefois modifier les résultats.

	Sans Mass	Temps d'incrément visé		
	Scaling	10^{-7}	10^{-6}	10^{-5}
% change mass	0	10^3	10^5	10^7
Energie cinétique	2.10^{-2}	1,4	$1,5.10^2$	$1,5.10^4$
<i>ALLKE</i> \ll <i>ALLIE</i>		OK	OK	Non
Nombre d'incréments	13.10^6	2.10^6	2.10^5	2.10^4
Temps CPU	16h	1h20	8 min	52 s

Tableau 3.3: Influence du mass scaling sur la masse, l'énergie cinétique, le nombre d'incrément et le temps CPU

3.2 Identification des propriétés du contact

3.2.1 Méthode

Les propriétés de contact que sont le coefficient de frottement et la conductivité sont déterminées par une méthode d'analyse inverse. Cette méthode est basée sur deux remarques. Tout d'abord, une fois la loi de comportement fixée (par les essais de caractérisation), la force d'étirage dépend seulement du coefficient de frottement. En effet, il est supposé que le comportement du matériau est indépendant de la température. Ensuite, la température extérieure du tube dépend de deux sources de chaleur, la plasticité et le frottement, et des échanges thermiques (conduction, convection). L'IHF ayant été déterminé expérimentalement et le coefficient de frottement par analyse inverse, seuls les échanges thermiques peuvent affecter la température. De la même manière, les coefficients de conduction des matériaux et le coefficient de convection étant connus, la conductivité du contact influence directement la température du tube.

La méthode d'analyse inverse est schématisée sur la figure 3.6. En comparant une simulation et un essai d'étirage à creux, le coefficient de frottement est calibré pour que la force numérique soit égale à la force expérimentale. Ensuite, la comparaison des températures extérieures du tube permet de déterminer la conductivité du contact.

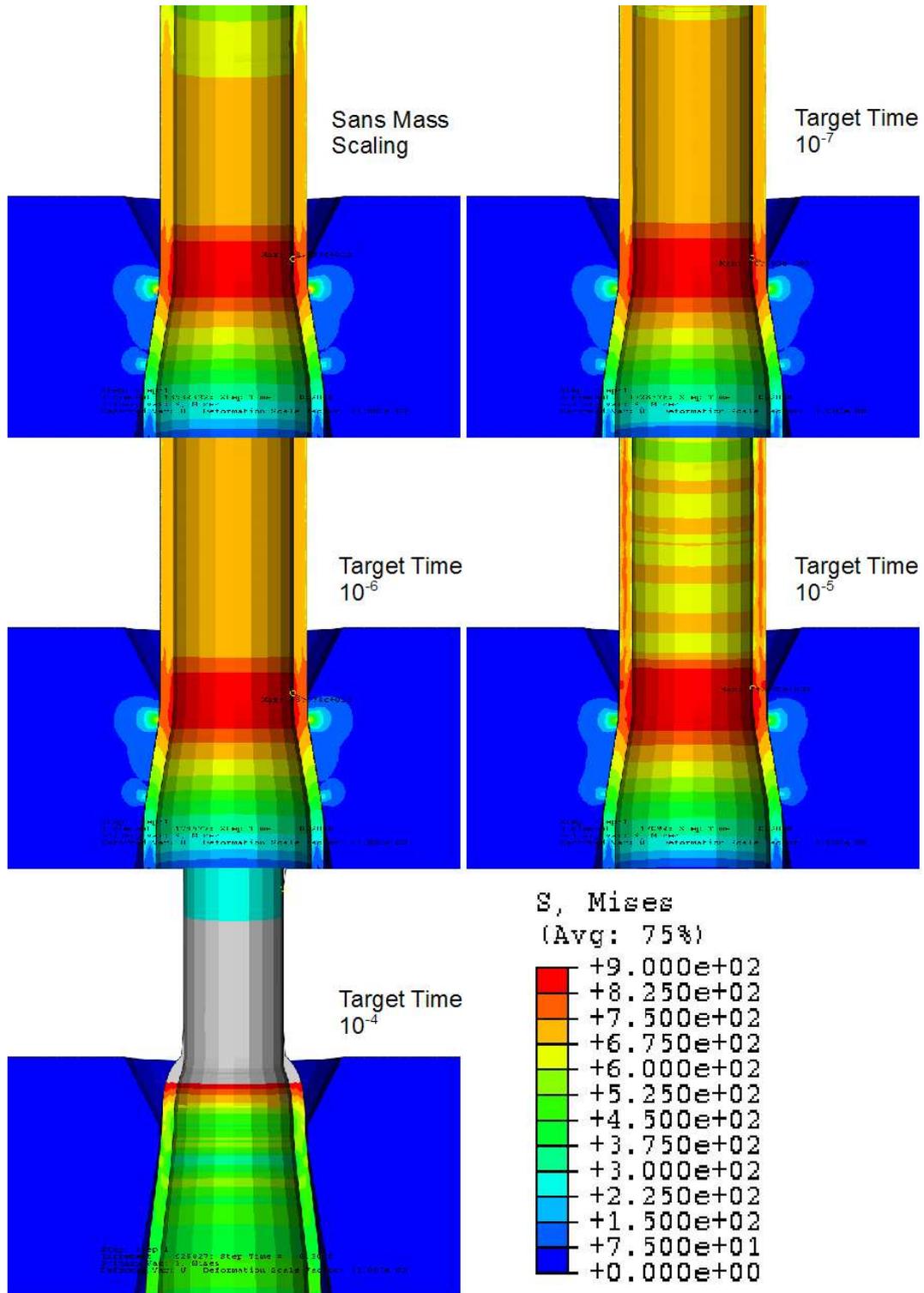


Figure 3.4: Influence du mass scaling sur les déformées et les contraintes : Incrément de temps visés allant de 10^{-4} à 10^{-8} seconde.

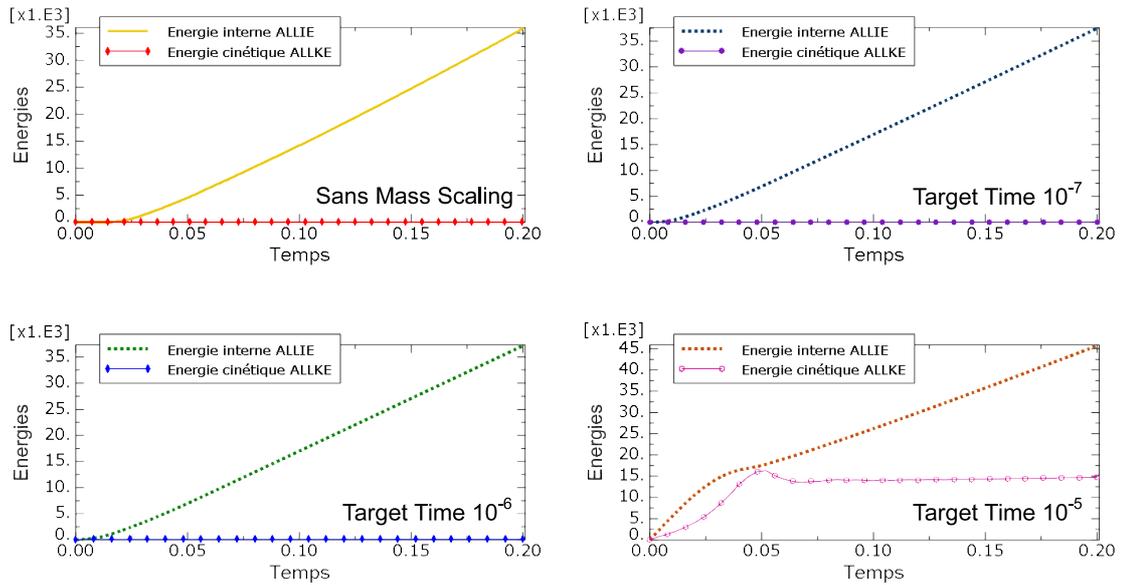


Figure 3.5: Vérification des énergies pour des incréments de temps visés allant de 10^{-5} à 10^{-8} seconde : l'énergie cinétique ALLKE doit être négligeable devant l'énergie interne ALLIE.

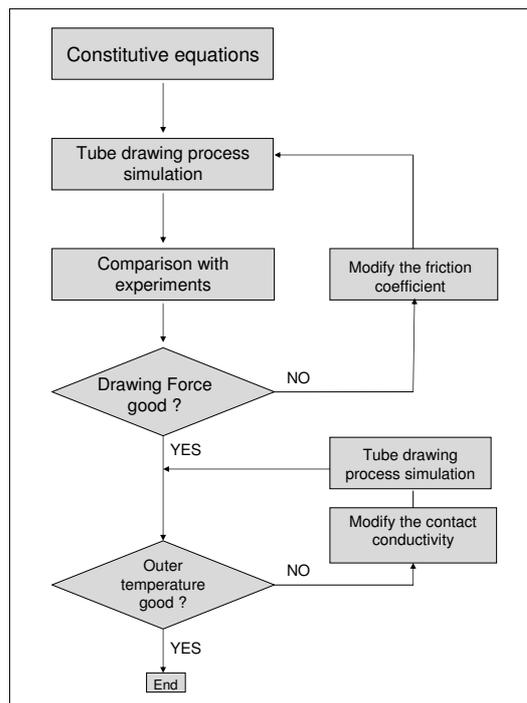


Figure 3.6: Méthode de l'analyse inverse pour déterminer les propriétés du contact

3.2.2 Identification du coefficient de frottement

L'essai AC664 d'étrirage à creux de 316L est simulé à partir des données du paragraphe 2.1.2.3. Trois coefficients de frottement sont testés : 0,05, 0,07 et 0,1. La

figure 3.7 montre la force d'étirage expérimentale comparée à la force numérique pour ces coefficients. La force d'étirage dépend linéairement du frottement. Le coefficient retenu pour cet essai, c'est-à-dire pour un contact lubrifié 316L et carbure de tungstène, est égal à 0,07.

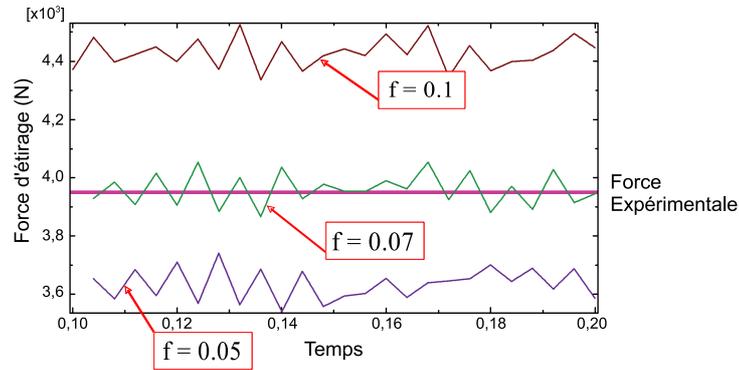


Figure 3.7: Essai 316L AC664 : force d'étirage expérimentale et force numérique pour les coefficients de frottement 0,05, 0,07 et 0,1.

3.2.3 Identification de la conductivité

3.2.3.1 Calcul préliminaire avec un IHF variable

La figure 3.8 montre la température obtenue lors d'un calcul implicite avec IHF variable. La conductance est égale à $100 \text{ kW} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$. Après 2 secondes d'étirage, la température s'est élevée de 41°C .

L'utilisation d'Abaqus Implicit impose des temps de calcul assez longs. Pour la suite de l'étude, nous allons donc adapter l'IHF à Abaqus Explicit.

3.2.3.2 Identification d'un IHF "moyen" équivalent

L'IHF du 316L varie en fonction de la déformation. Or l'implémentation d'un IHF variable n'est possible que pour Abaqus/Implicit, via la subroutine HETVAL. Un IHF moyen est donc déterminé pour avoir un calcul équivalent en explicite. La figure 3.9 montre le champ de l'IHF pendant l'étirage. D'importantes variations sont observées, l'IHF allant de 35 à 90 % sur cet exemple.

D'après l'équation 3.1, le flux dépend de l'IHF et du produit $\sigma : \dot{\epsilon}$. L'IHF moyen

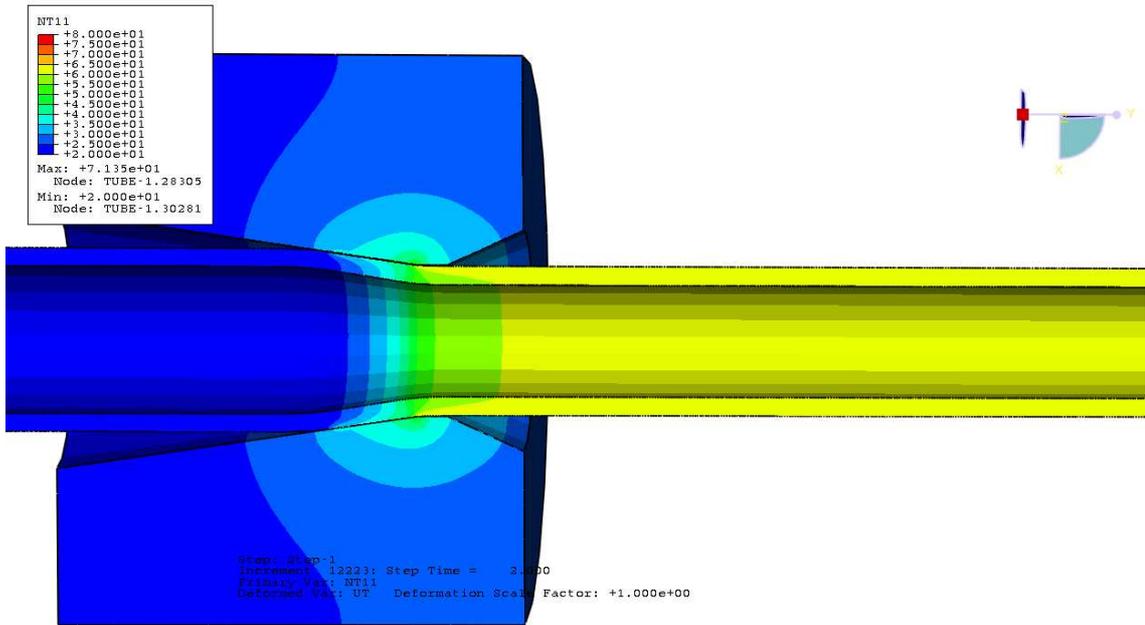


Figure 3.8: Simulation de l'essai AC664 (316L) : température du tube après 2s. d'étirage.

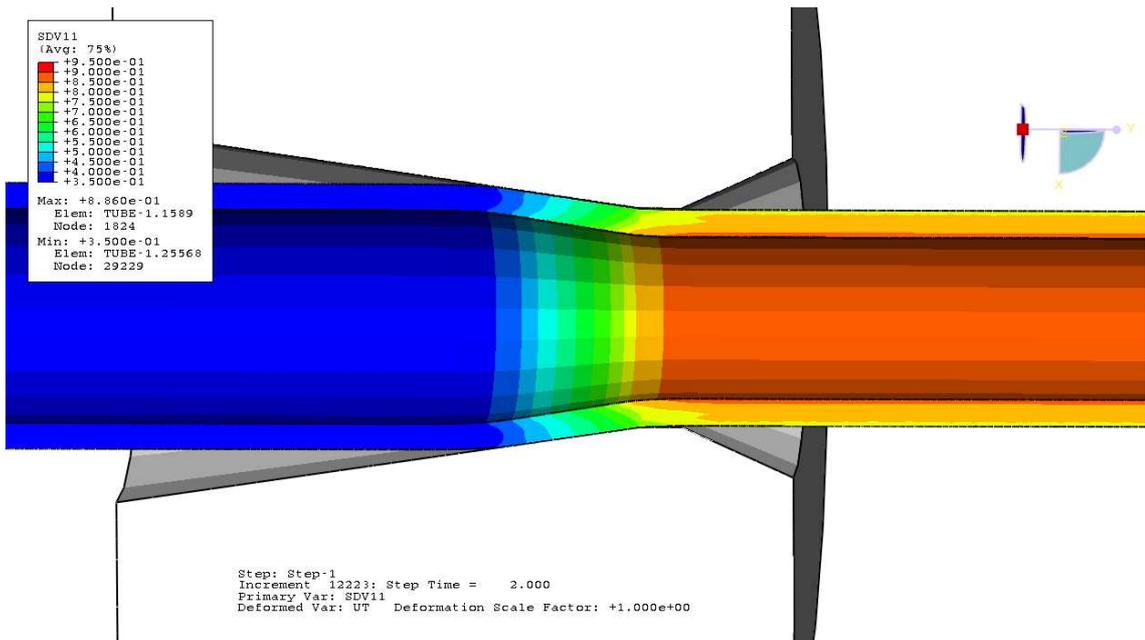


Figure 3.9: Simulation de l'essai AC664 (316L) : Ihf variable en fonction de la déformation.

sera la moyenne des IHF, pondérée par $\sigma : \dot{\epsilon}$. Il est calculé ainsi :

$$IHF_{moyen} = \frac{\Sigma(IHF \sigma : \dot{\epsilon})}{\Sigma(\sigma : \dot{\epsilon})} \quad (3.3)$$

La figure 3.10 montre l'IHF moyen calculé d'après la formule 3.3 pour chaque

élément dans l'épaisseur du tube pendant la simulation de l'essai AC664. L'IHF varie peu dans l'épaisseur et sa valeur moyenne est 63 %. Après vérification, la température du tube obtenue avec l'IHF moyen et celle avec l'IHF variable sont les mêmes.

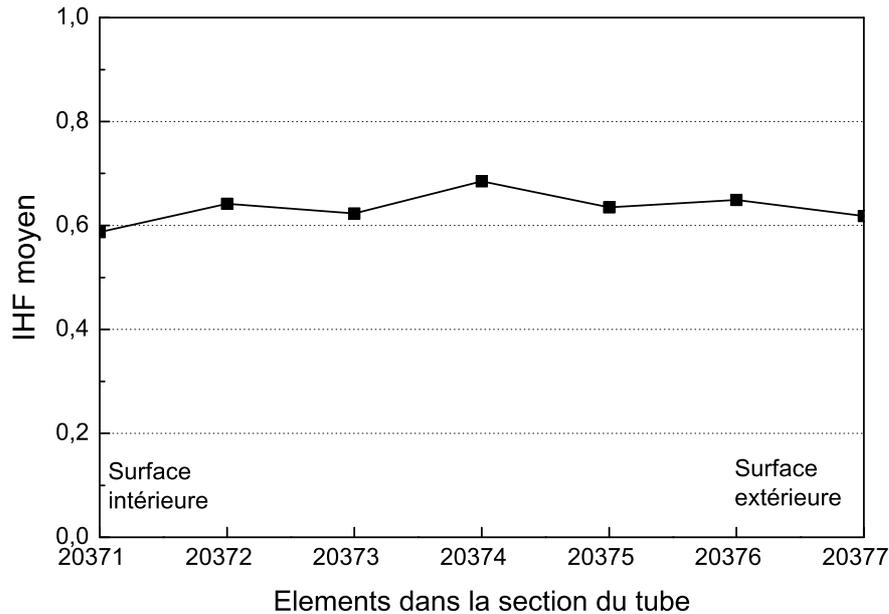


Figure 3.10: IHF moyen calculé pour chaque élément dans l'épaisseur du tube pendant la simulation de l'essai AC664

3.2.3.3 Influence de la conductance de contact

Une série de calcul est réalisée en explicite avec un IHF moyen égal à 0,6. Quatre conductivités sont testées : 0,01, 1, 100 et 10000 $kW.m^{-2}.K^{-1}$. La figure 3.11 présente la température calculée à 2 cm de la filière au bout de 2 secondes d'étirage en fonction de la conductivité. Plus la conductivité augmente, plus le tube cède de la chaleur à la filière et refroidit. L'influence sur la température du tube reste tout de même assez limitée. L'écart entre une conductance nulle et une infinie ne dépasse pas 7°C. Dans tous les cas, l'augmentation de température est trop faible (+44°C) par rapport à celle observée expérimentalement (+60°C).

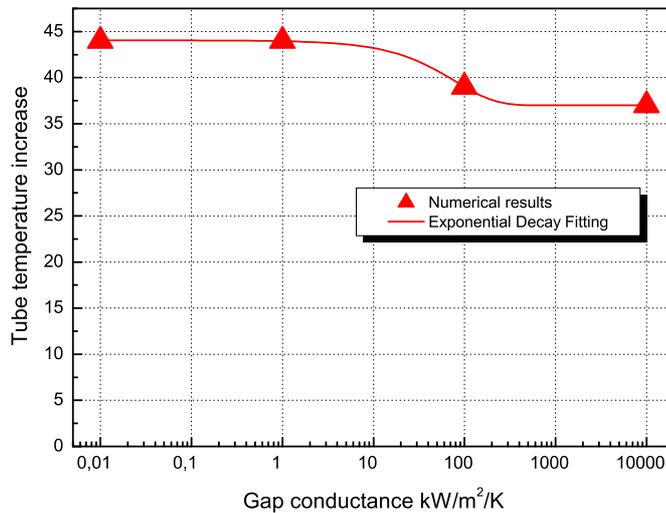


Figure 3.11: Influence de la conductance du contact sur la température du tube.

3.2.3.4 Conclusion

L'échauffement thermique du tube est dû à trois phénomènes : la plasticité, le frottement et les échanges thermiques entre le tube et la filière, ou l'air ambiant.

Tout d'abord, la fraction d'énergie plastique transformée en chaleur a été déterminée à partir de mesures de champs thermiques. L'IHF en a été déduit comme dépendant linéairement de la déformation plastique. Ceci implique l'utilisation fastidieuse d'Abaqus/Implicit. Le calcul d'un IHF moyen a permis d'obtenir les mêmes résultats plus rapidement avec un calcul explicite.

Ensuite, il a été supposé que toute l'énergie du frottement se dissipait en chaleur et se répartissait de manière égale dans l'outil et le tube.

Enfin, il s'est avéré que la conductance entre l'outil et la filière avait peu d'influence, le temps d'échange étant court. La convection avec l'air ambiant contribue aussi très peu à la température du tube.

Malgré le soin apporté à la détermination des paramètres, la température du tube en sortie de filière reste inférieure à la température mesurée expérimentalement. Cela peut venir du coefficient de partage. D'après l'équation (1.10) de Carslaw et Jaeger (1958), la surface du tube étant très grande devant la surface de la filière, toute la chaleur devrait passer dans le tube mais il existe peu de bibliographie à ce sujet.

3.2.4 Comparaison expérience-numérique pour les autres essais

3.2.4.1 Comparaison pour le 316L

Tout d'abord, l'essai AC664 a été simulé aux deux autres vitesses d'étirage testées expérimentalement et conformément à ce qui a été observé, l'effort reste inchangé.

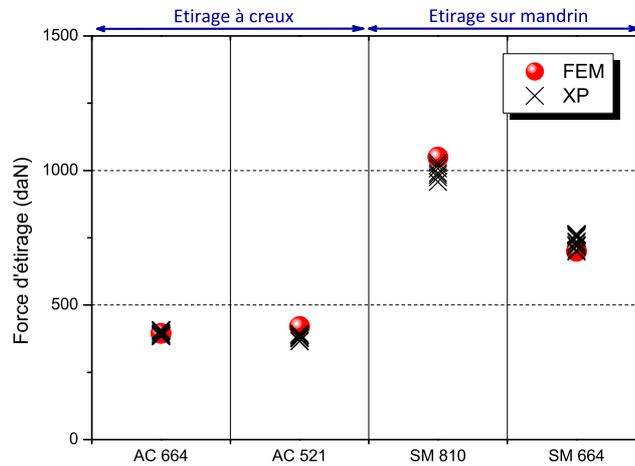
Trois autres essais ont été simulés : AC522, SM881 et SM664. Pour ces trois essais, le coefficient de frottement tube-filière est égal à 0,07 d'après l'analyse inverse vue précédemment. Le coefficient de frottement pour le contact lubrifié tube-mandrin est aussi fixé à 0,07.

Ensuite, la température du tube sera supposée égale à celle du mandrin à l'interface, comme s'il n'y avait qu'un matériau car les deux matériaux en présence sont des aciers et les pressions au contact sont fortes. Pour modéliser cette situation, la conductance est considéré comme infinie et sa valeur sera prise égale à $10^4 \text{ kW.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$. La même valeur de conductivité est choisie entre la filière et le tube par simplicité, cette valeur ayant très peu d'influence sur le résultat.

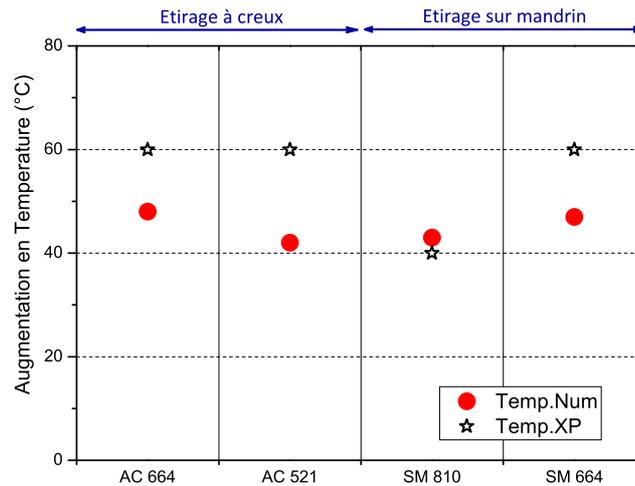
La figure 3.12 présente une comparaison des résultats expérimentaux et numériques pour la force d'étirage (a) et la température du tube à quelques centimètres de la filière (b). Les forces d'étirage numériques sont en bon accord avec les forces expérimentales, à creux comme sur mandrin. En revanche, des discordances existent pour la température. Pour les essais à creux, la température calculée est 10-15 °C inférieure à celle de l'expérimentation.

Le placement du pyromètre sur le banc d'essai n'est connu que de façon approximative. Or sur mandrin, on observe numériquement que le pyromètre est placé dans une zone où la température dépend fortement de sa position. Il y a donc une grande incertitude sur la température relevée numériquement. La température numérique est relevée dans la zone stationnaire. Alors que la température calculée numériquement et celle observée expérimentalement sont proches pour l'essai SM881, un écart non négligeable est constaté pour l'essai SM664, peut-être du fait de cette contrainte de placement de la mesure.

Le tableau 3.4 présente les diamètres obtenus par simulation et ceux mesurés lors des essais. Lorsque le tube sort de la filière, un léger retour élastique est observé et une augmentation de l'ordre d'1 μm des diamètres a été calculée. Les diamètres



(a)



(b)

Figure 3.12: 316L : Comparaisons des résultats numériques et expérimentaux des forces d'étirage (a) et des températures (b).

numériques présentés dans ce tableau sont relevés alors que le tube est encore dans la filière. A creux, l'erreur va de -2,5 à 2,3% avec un écart maximum de 0,169 mm pour le diamètre extérieur de AC664. L'erreur est plus faible sur mandrin. Les diamètres sont légèrement inférieurs aux diamètres finaux mais en pratique, les tubes vont regonfler légèrement avec le démandrinage (non simulé).

Essais	Numérique mm		Expérimental mm		Ecart mm		Erreur %	
	ϕ_{int}	ϕ_{ext}	ϕ_{int}	ϕ_{ext}	ϕ_{int}	ϕ_{ext}	ϕ_{int}	ϕ_{ext}
316L								
AC 664	4,88	6,52	4,95	6,69	-0,07	-0,17	-1,4	-2,5
AC 521	3,46	5,23	3,38	5,21	0,08	0,02	2,3	0,4
SM 810	7,00	8,13	7,05	8,16	-0,05	-0,03	-0,7	-0,3
SM 664	5,80	6,65	5,90	6,74	-0,10	-0,09	-1,7	-1,3
L605								
AC 880	7,02	8,70	7,06	8,80	-0,04	-0,10	-0,6	-1,2
AC 750	5,64	7,46	5,69	7,51	-0,05	-0,05	-0,9	-0,7
SM 881	7,50	8,84	7,77	9,05	-0,27	-0,21	-3,5	-2,3
SM 750	6,50	7,51	6,54	7,55	-0,04	-0,04	-0,7	-0,5
SM 630	5,50	6,30	5,50	6,39	0	-0,09	0	-1,4
SM 530	4,70	5,40	4,75	5,45	-0,05	-0,05	-1,1	-0,9
SM 301	2,70	3,02	2,70	3,02	-0,00	0,00	-0,0	0,1
SB 262	2,36	2,61	2,33	2,61	0,03	0,00	1,4	0,1
SB 219	1,90	2,17	1,93	2,18	-0,03	-0,01	-1,5	-0,2

Tableau 3.4: Comparaison des diamètres numériques et expérimentaux.

3.2.4.2 Comparaison pour le L605

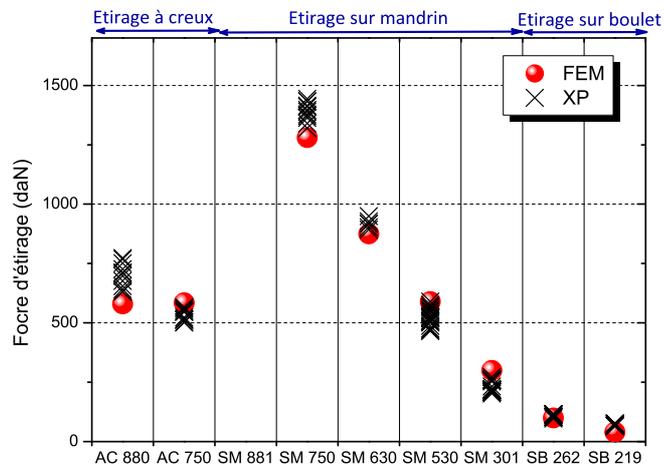
Les mêmes paramètres sont conservés pour les essais L605. La figure 3.13 montre les résultats. Les plages des valeurs expérimentales sont plus importantes. L'erreur entre les efforts mesurés et ceux calculés numériquement est inférieure à 10%, sauf pour AC880 (16%) et SM301 (30%).

La simulation donne de meilleurs résultats pour la température avec le L605 qu'avec le matériau précédent, avec une erreur inférieure à 10%.

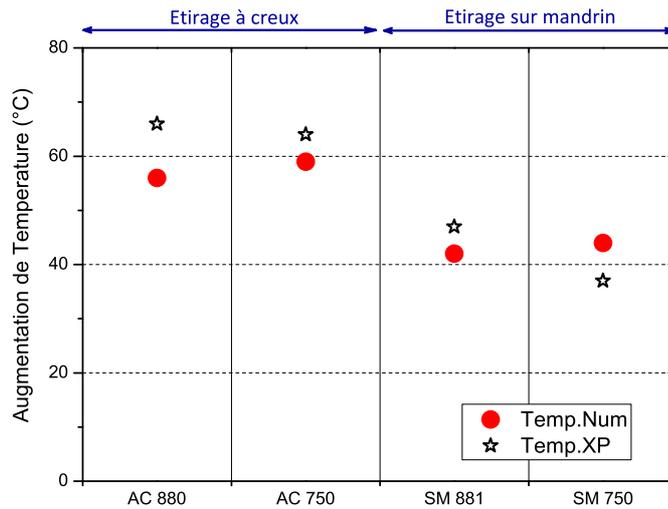
Les dimensions du tube après étirage sont comparées dans le tableau 3.4. Mis à part SM881, les autres dimensions ont une bonne précision, inférieure à 2%.

3.2.5 Conclusion sur la méthode inverse

L'analyse inverse a permis de déterminer un coefficient de frottement (0,07) qui donne de bons résultats sur tous les types d'étirage. Il a été validé pour le 316L,



(a)



(b)

Figure 3.13: L605 : Comparaisons des résultats numériques et expérimentaux des forces d'étirage (a) et des températures (b).

comme pour le L605. En revanche, la détermination d'une conductance n'a pu être possible par cette méthode car elle a en fait très peu d'influence sur la température du tube.

Comme les propriétés des matériaux sont connues, que la force d'étirage dépend fortement du frottement et que le problème est stationnaire, l'analyse inverse est

simple à mettre en œuvre et donne de bons résultats du point de vue mécanique.

En revanche, rendre compte des aspects thermiques de l'étirage est plus difficile. D'une part, certains paramètres restent méconnus comme la chaleur créée par le frottement et la façon dont elle est distribuée. D'autre part, il s'agit de phénomènes transitoires dans le temps et dans l'espace qui nécessitent une meilleure précision dans la mesure. Il est difficile de quantifier par une seule valeur une mesure variable dans le temps. Les comparaisons thermiques numériques-expérimentales sont ainsi peu aisées. Enfin, pour atteindre une température stable, il est nécessaire de simuler au moins 2 secondes d'étirage, ce qui allonge beaucoup les temps de calcul par rapport à des simulations qui ne tiennent compte que des aspects mécaniques.

3.3 Observations des simulations

Après avoir validé nos modèles d'un point de vue mécanique, nous allons nous intéresser ici à l'état de contraintes et de déformations du tube pendant l'étirage.

3.3.1 Étirage à creux

L'étirage à creux est le procédé le plus simple. Les déformations et contraintes sont présentées sur la figure 3.14 :

- 1 : la réduction de diamètre conduit à des contraintes orthoradiales de compression. Celles-ci existent avant le point 1 et conduisent à partir du point 1 à des déformations orthoradiales ($\varepsilon_{\theta\theta} < 0$) et donc à des déformations longitudinales ($\varepsilon_{zz} > 0$) importantes. L'épaisseur augmente faiblement ($\varepsilon_{rr} > 0$).
- 2 : le tube rentre en contact avec la filière, ce qui conduit à des contraintes σ_{rz} et des déformations ε_{rz} de cisaillement.
- 3 : le tube perd le contact avec la filière. Les composantes de cisaillement diminuent. La composante longitudinale de contrainte monte vers sa valeur maximum. Les composantes orthoradiales se relâchent puis partent en traction.
- 4 : l'étirage se termine.
- 5 : nous n'avons pas présenté la décharge ayant lieu lorsque le tube sort de la filière. D'une part, cette décharge peut avoir lieu de façon brutale, conduisant à des phénomènes dynamiques importants de coup de fouet. D'autre part, notre modèle de plasticité avec écrouissage isotrope est trop rudimentaire pour

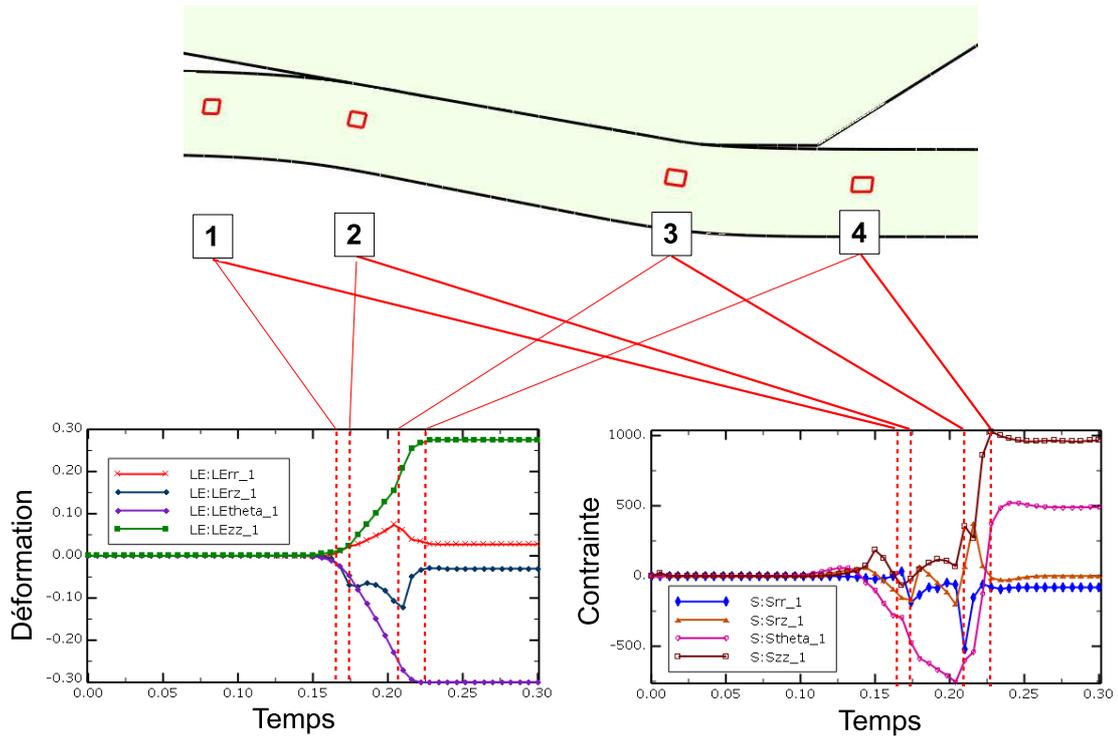


Figure 3.14: Déformations et contraintes d'un élément dans l'épaisseur du tube pendant un étirage à creux (LE_{ij} =Déformations ε_{ij} et S_{ij} =Contraintes σ_{ij}).

conduire à des résultats fiables.

Pendant l'étirage à creux, ε_{rr} est positif, ce qui correspond à un épaissement du tube. Ce phénomène est aussi présent lors des étirages expérimentaux. La vitesse de déformation atteint 10 s^{-1} .

3.3.2 Étirage sur mandrin

La figure 3.15 présente les déformations et les contraintes d'un élément au milieu de l'épaisseur du tube tout au long de l'étirage sur mandrin :

- 1 : l'élément commence l'étirage. Le diamètre du tube diminue régulièrement ($\varepsilon_{\theta\theta} < 0$ et $\sigma_{\theta\theta} < 0$). Tant que le tube n'est pas en contact avec le mandrin, le tube est étiré à creux. L'épaisseur augmente légèrement ($\varepsilon_{rr} > 0$).
- 2 : le tube entre en contact avec le mandrin. L'épaisseur diminue rapidement et ε_{rr} devient négatif. Dans le même temps, le tube subit la traction axiale. ε_{zz} et σ_{zz} augmentent rapidement.
- 3 : l'élément arrive au début de la portée. La contrainte radiale atteint sa valeur maximale en compression ($\sigma_{rr} < 0$), alors que $\sigma_{\theta\theta}$ est à nouveau nulle.

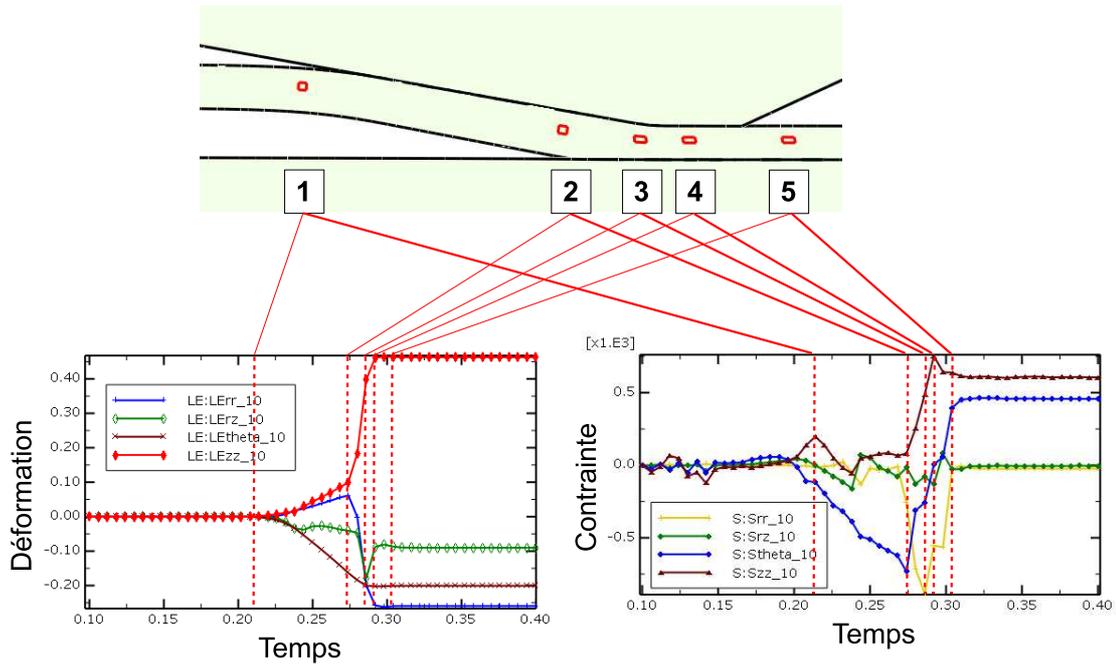


Figure 3.15: Déformations et contraintes d'un élément dans l'épaisseur du tube pendant un étirage sur mandrin (LE_{ij} =Déformations ε_{ij} et S_{ij} =Contraintes σ_{ij}).

- 4 : L'élément a atteint ses déformations définitives, avant sortie complète du tube et retour élastique.
- 5 : A la sortie de la filière, l'élément est en expansion car σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont positives alors que σ_{rr} et σ_{rz} sont quasi-nulles.

La vitesse de déformation maximale sur mandrin est de l'ordre de 50 s^{-1} .

3.3.3 Étirage sur boulet

Les observations de l'étirage sur boulet ont été réalisées sur la simulation de l'essai SB262. Dans l'étirage sur boulet, le boulet est flottant et n'a aucune condition aux limites. Pour ne pas avoir de mouvement de corps rigide, il est primordial que le boulet soit déjà en contact avec le tube au début du calcul. Mais le boulet ne doit pas être trop avancé dans la filière, sinon Abaqus n'arrive pas à converger. La première position du boulet est donc choisie, comme sur la figure 3.16(a), plutôt en arrière avec pour seule contrainte d'être en contact avec le tube pour se faire entraîner par les frottements. La figure 3.16(b) montre le déplacement du boulet pendant l'étirage. Celui-ci se fait bien entraîner par le tube au départ puis recule un peu pour trouver sa position stable. Cet équilibre est atteint très rapidement (ici 0,04 s.).

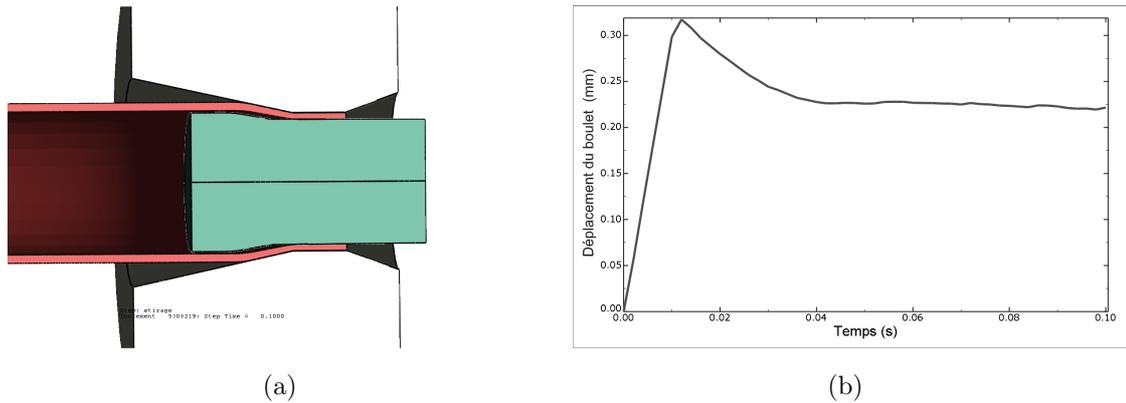


Figure 3.16: Étirage sur boulet : (a) position initiale du boulet, (b) déplacement du boulet jusqu'à sa position d'équilibre.

La zone de contact est en partie sur le nez et en partie sur le bas du cône à 20° , comme on peut le constater sur la figure 3.17(a). La pression de contact est grande, avec un maximum de 900 MPa. Cette zone de contact avait été mise en évidence par Kanhalikham et Libert (2007) en coloriant le boulet au feutre indélébile avant étirage (Figure 3.17(b)). Il est difficile de comparer quantitativement car il ne s'agit pas de la même passe mais les deux zones semblent similaires.

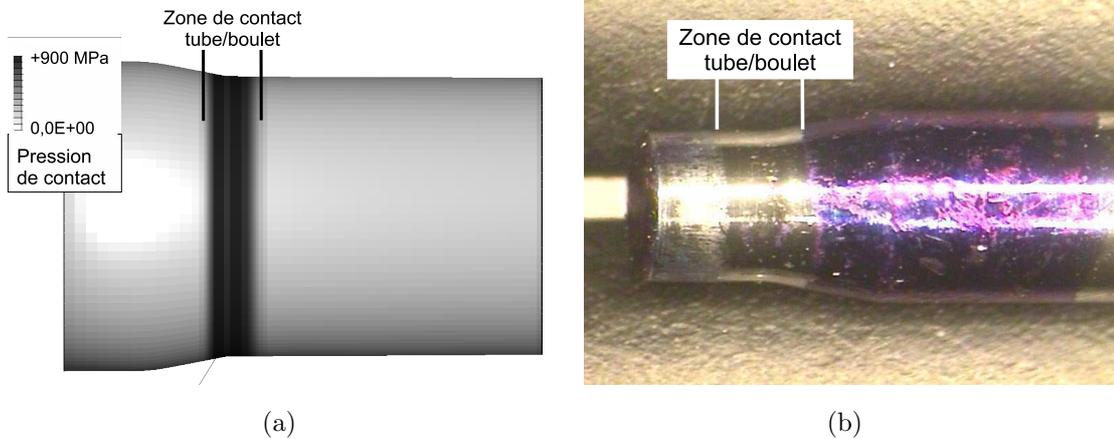


Figure 3.17: Étirage sur boulet : (a) Pression de contact numérique sur le boulet, (b) Zone de contact sur un boulet obtenue expérimentalement [Kanhalikham et Libert (2007)].

Mis à part ε_{rz} , les déformations sont homogènes dans l'épaisseur du tube. Elles sont présentées sur la figure 3.18. En fin d'étirage, on obtient $\varepsilon_{rr} = -25\%$, $\varepsilon_{\theta\theta} = -15\%$, $\varepsilon_{zz} = 40\%$ et ε_{rz} va de -10 à 5 %. Ceci correspond bien à une réduction de l'épaisseur, du diamètre et à de la traction dans l'axe d'étirage. La longueur de la zone de contact est plus grande avec la filière qu'avec le boulet, le tube est donc plus cisailé vers sa surface extérieure en valeur absolue (10%). Concernant les

contraintes, après être descendu jusqu'à -1000 MPa, σ_{rr} redevient nul à la sortie de filière. De même, σ_{rz} va de -500 pour la première flexion à 700 MPa pour la deuxième et est nulle après étirage. La contrainte orthoradiale $\sigma_{\theta\theta}$ résiduelle est assez faible aussi (<200 MPa). En revanche, σ_{zz} reste en traction (1000 MPa). La figure 3.19 présente les contraintes pour un élément dans l'épaisseur.

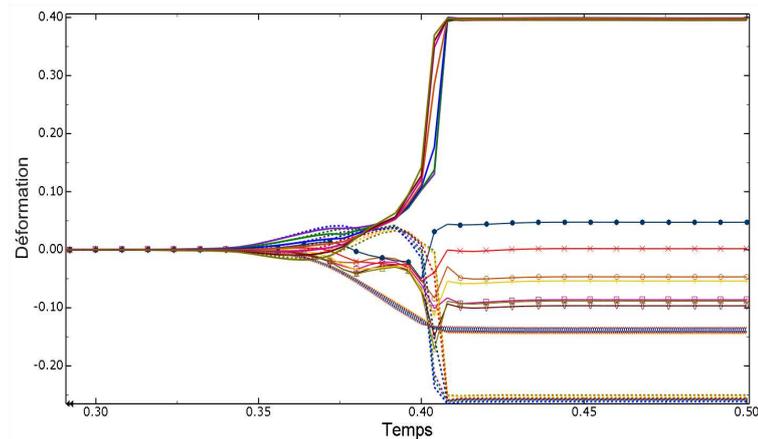


Figure 3.18: Déformation dans l'épaisseur du tube pendant l'étirage sur boulet

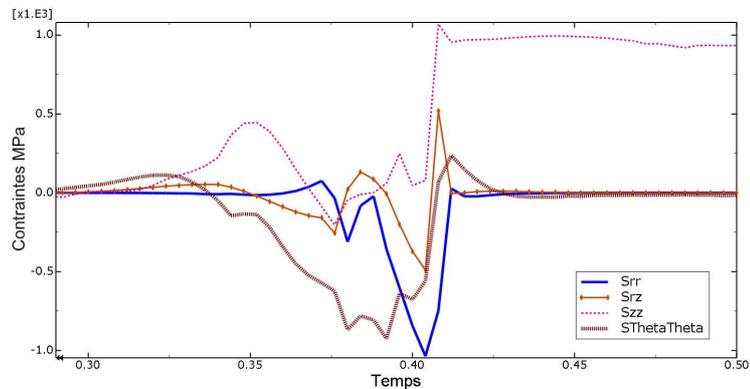


Figure 3.19: Contraintes au milieu de l'épaisseur pendant l'étirage sur boulet (S_{ij} =Contraintes σ_{ij}).

3.4 Étude paramétrique

Afin de limiter les problèmes d'usure et de fatigue de l'outillage, il est nécessaire d'optimiser les formes des outils. La simulation numérique permet alors de tester de nombreuses configurations dans de brefs délais et sans coûts matières. Ainsi, la

connaissance de l'influence des différentes géométries permet de minimiser les efforts et contraintes subies par les matériaux.

3.4.1 Paramètres étudiés

Une étude paramétrique pour l'étirage à creux et une pour l'étirage sur mandrin ont été menées afin de déterminer l'influence des paramètres géométriques de la filière sur la force d'étirage.

La filière de référence est au diamètre nominal, 5,22 mm à creux et 6,64 mm sur mandrin, avec un angle d'entrée de 20°, une portée de 1 mm et un rayon de raccordement entre les deux égal à 2 mm (Figure 1.6 dans le chap. 1). Avec ces filières, les forces d'étirage à creux et sur mandrin sont respectivement égales à 450 daN et 700 daN. Les paramètres testés sont résumés dans le tableau 3.5. Il s'agit de valeurs extrémales pouvant être rencontrées sur des filières.

	Minimum	Référence	Maximum
Angle filière (°)	12	20	28
Rayon (mm)	0	2	5
Portée (mm)	0	1	2
Diamètre (mm)	5.17	5.22 (AC)	5.27
	6.59	6.64 (SM)	6.69

Tableau 3.5: Données géométriques testées pour l'étude paramétrique.

3.4.2 Influence sur les efforts

3.4.2.1 Étirage à creux

Pour l'étirage à creux, la figure 3.20 présente l'influence de la portée, de l'angle d'entrée, du diamètre et du rayon de raccordement. La portée (a) n'a aucune influence car le tube n'est pas en contact avec elle.

L'angle d'entrée (b) de la filière agit de manière plus importante sur les efforts. Si l'angle est trop grand, la déformation va être plus importante donc l'effort augmente. Une diminution de l'angle d'entrée conduit à une longueur de contact plus grande. Par conséquent, l'énergie perdue par frottement ainsi que l'effort augmentent. Il

existe donc un angle optimal qui offre un compromis entre ces deux phénomènes et minimise l'effort. Ce phénomène a déjà été noté dans la littérature [Um et Lec (1997), Zhao *et al.* (2009), Smith et Bramley (1976)]. L'angle optimal doit être proche de 20° dans notre cas.

Ensuite, si on augmente le diamètre de la filière (c), logiquement l'effort diminue et réciproquement. Enfin si on augmente le rayon de raccordement entre la portée et le cône d'entrée (d), l'effort d'étirage diminue également.

Globalement, l'écart par rapport à la référence pour l'étirage à creux ne dépasse pas 4% pour la gamme des paramètres géométriques envisagés.

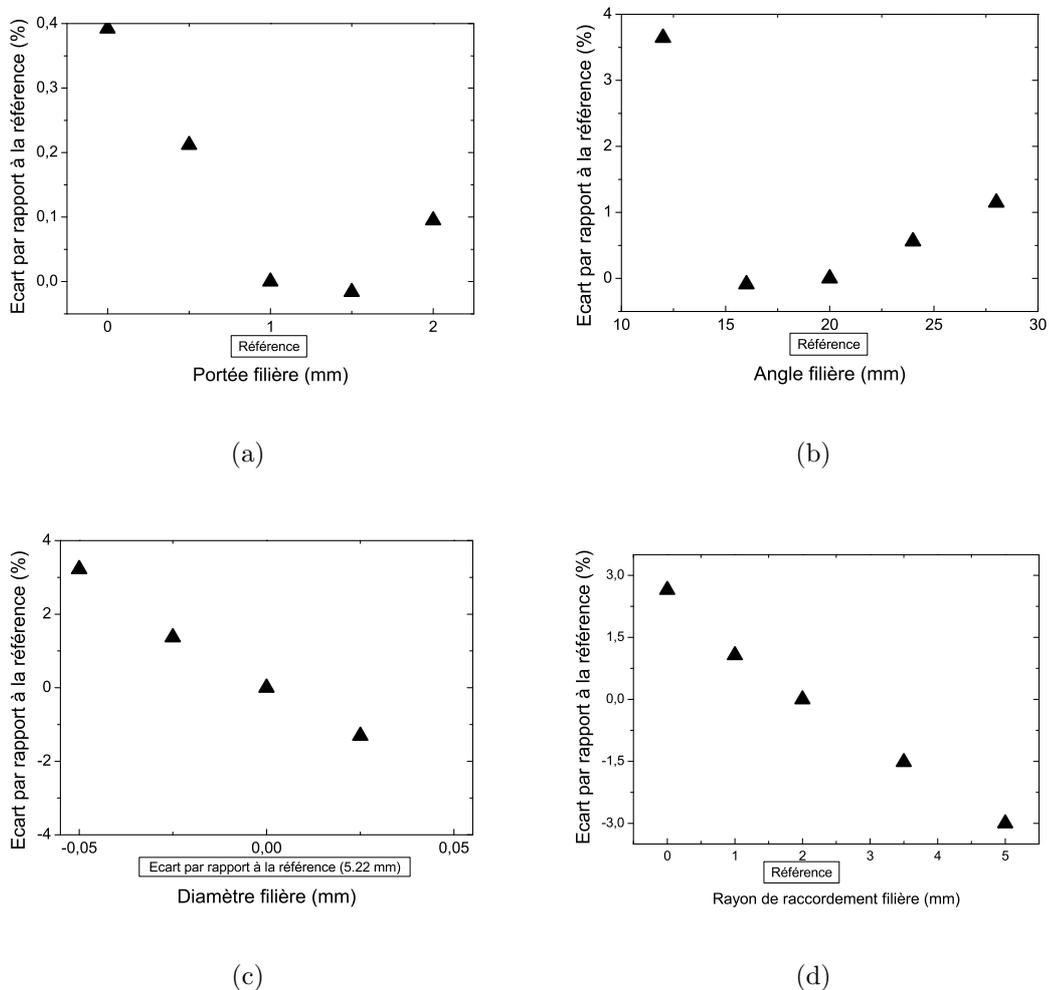


Figure 3.20: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur la force d'étirage pendant un étirage à creux. (a) portée, (b) angle, (c) diamètre et (d) rayon.

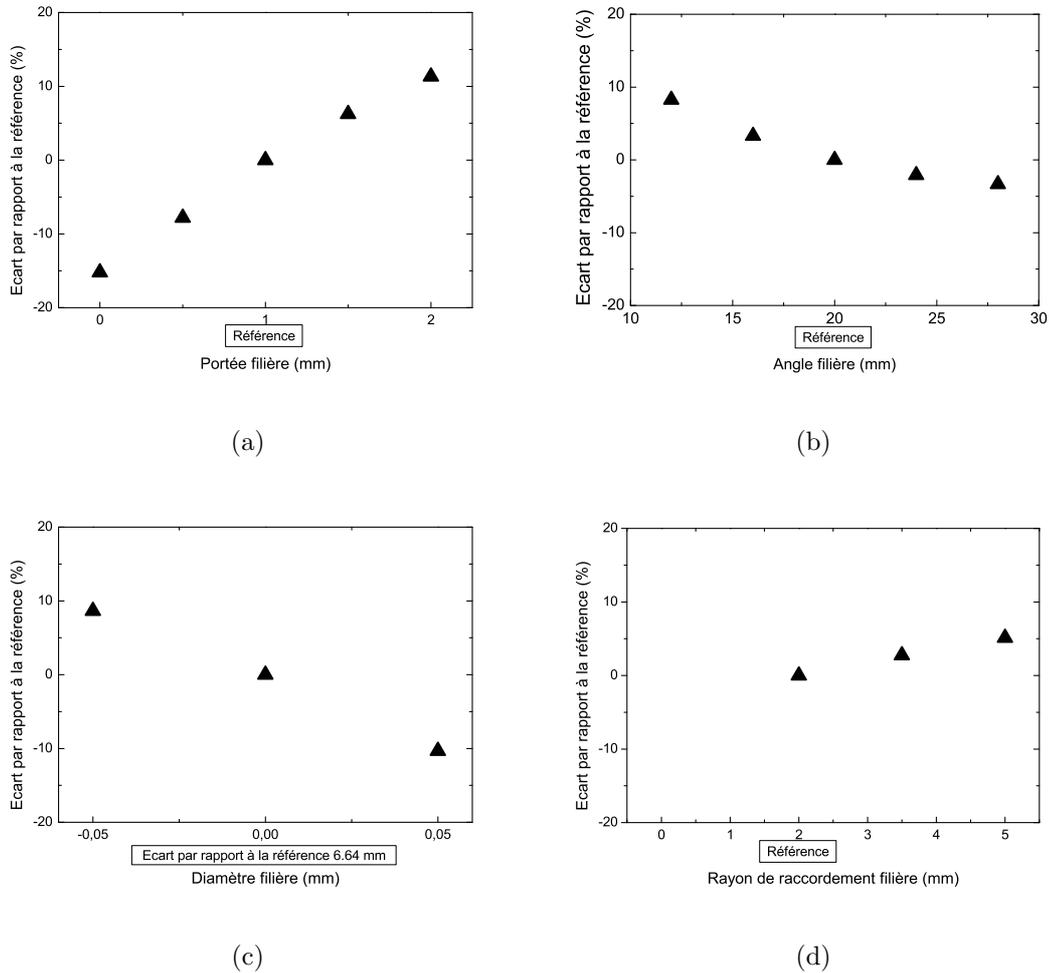


Figure 3.21: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur la force d'étirage pendant un étirage sur mandrin. (a) portée, (b) angle, (c) diamètre et (d) rayon.

3.4.2.2 Étirage sur mandrin

L'influence des paramètres est différente pour l'étirage sur mandrin (Figure 3.21). Dans ce type de procédé, le tube est en contact avec la portée de la filière. Augmenter sa longueur, augmente les frottements donc la force d'étirage (a). Concernant l'angle d'entrée (b), la force diminue lorsqu'il augmente. Il n'existe pour cet étirage sur mandrin pas d'angle optimal dans l'intervalle testé (12-28°). Ensuite l'augmentation du diamètre de la filière (c) a pour effet une diminution des efforts. Cette influence est plus importante sur mandrin qu'à creux car le diamètre de la filière influe sur la réduction de diamètre mais aussi sur la réduction de section. Pour finir, le rayon de raccordement (d) lorsqu'il augmente conduit, contrairement à l'étirage à creux,

à une augmentation de la force d'étirage.

Globalement, l'écart par rapport à la référence pour l'étirage sur mandrin est cette fois au maximum de 15%.

3.4.3 Influence sur les dimensions

L'effet des paramètres géométriques sur les dimensions du tube après étirage est aussi étudié et présenté sur la figure 3.22. En premier lieu, il est observé logiquement qu'augmenter ou diminuer le diamètre de la filière de 0,05 mm se répercute d'autant sur les diamètres des tubes. Toutefois, ce paramètre n'est pas le seul à influencer le diamètre final. Contrairement aux efforts, les dimensions varient plus sur un étirage à creux que sur mandrin. En effet, pour ce procédé, une modification de l'angle de la filière et du rayon de raccordement ont une influence non négligeable allant jusqu'à des écarts de l'ordre de 0,01 mm. Ces deux paramètres jouent sur la façon dont le tube plonge à creux. La figure 3.23 montre par exemple le chemin que prend le tube en fonction du rayon. Sur mandrin, le diamètre extérieur varie de $1 \mu m$ pour chaque géométrie. Seul le rayon de raccordement nul affecte le diamètre ($-6 \mu m$) car le tube ne se plaque pas contre la portée dans ce cas là.

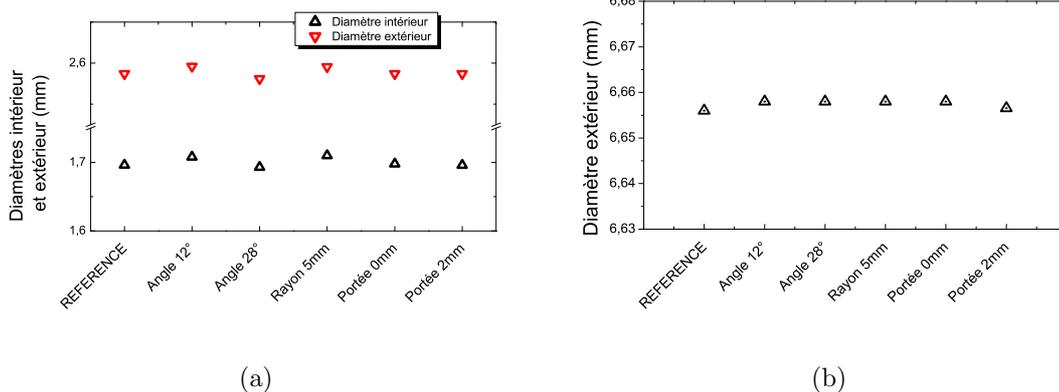


Figure 3.22: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur les diamètres après un étirage à creux (a) et sur mandrin (b).

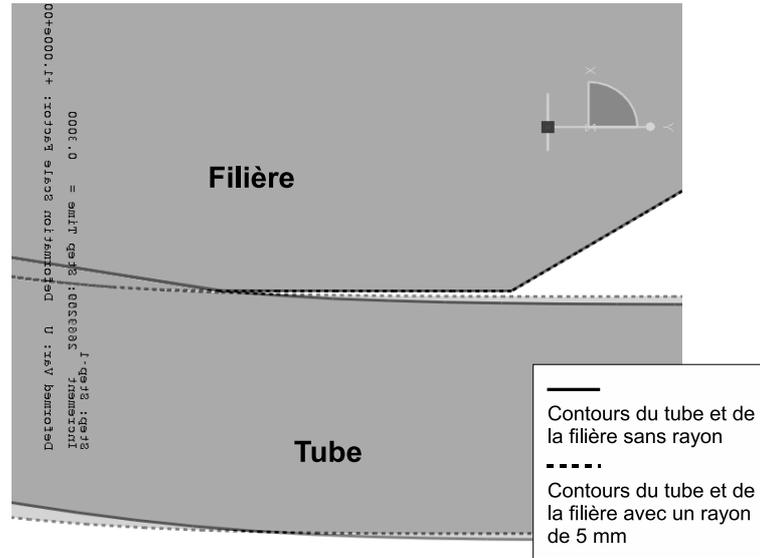


Figure 3.23: Influence du rayon de raccordement entre le cône d'entrée et la portée sur la géométrie du tube pendant l'étirage à creux.

3.4.4 Influence sur les contraintes et les déformations résiduelles

3.4.4.1 Etirage à creux

Tout d'abord, observons les contraintes à creux sur la figure 3.24. La géométrie de la filière n'agit pas sur σ_{rr} et σ_{rz} . Dans la plupart des cas, la contrainte orthoradiale $\sigma_{\theta\theta}$ varie peu également (490 ± 15 MPa). En revanche, pour un angle d'entrée à 12° , la valeur de $\sigma_{\theta\theta}$ est plus faible (420 MPa). En effet, la réduction de diamètre est moins importante dans ce cas.

La contrainte axiale (960 MPa) est peu sujette à variation aussi. Elle augmente avec l'angle d'entrée de la filière (920-980 MPa). Le rayon de raccordement de 5 mm diminue aussi cette contrainte (930 MPa). Dans tous les autres cas, elle est égale à celle de référence.

La figure 3.25 expose les déformations à creux pour chaque géométrie testée. La déformation radiale double entre un arrondi de 5 mm (1,8%) et de 0 mm (3,4%). Les autres variantes n'ont pas d'impact sur cette déformation. ε_{rz} varie peu, de 2,7 à 3,2%. ε_{zz} augmente avec l'angle d'entrée et diminue avec le rayon. Elle reste comprise entre 26 à 28,7%. $\varepsilon_{\theta\theta}$ augmente avec le rayon et diminue avec la portée. L'angle d'entrée n'agit pas sur $\varepsilon_{\theta\theta}$. Dans tous les cas, sa variation est faible puisqu'elle

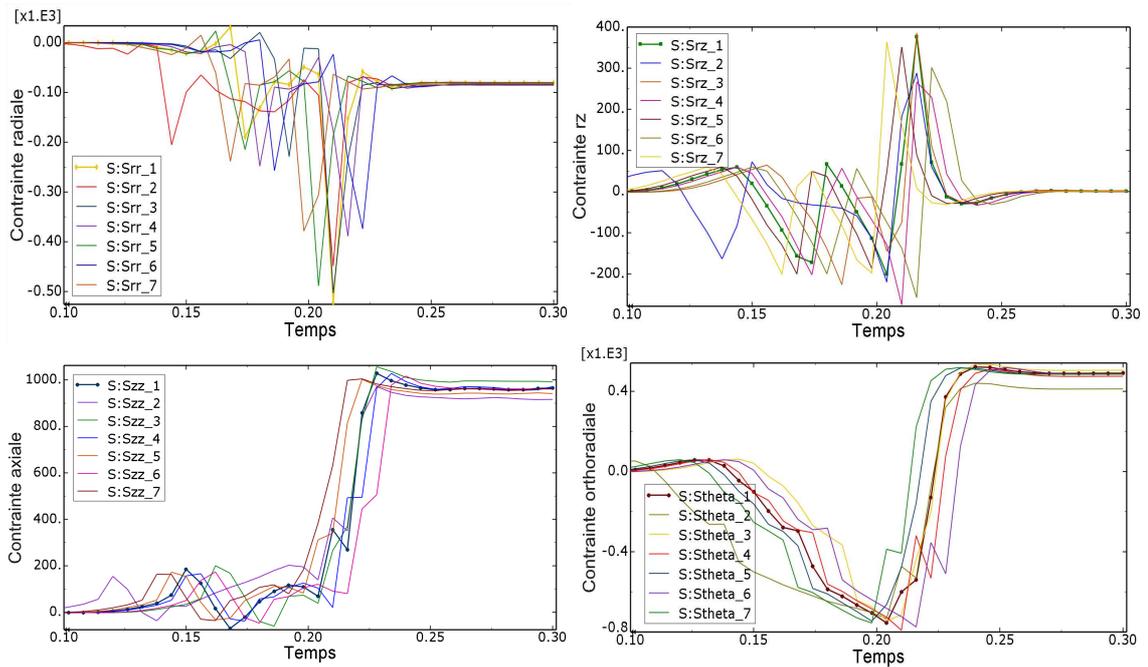


Figure 3.24: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur les contraintes après un étirage à creux (1 : référence, 2 : angle 12° , 3 : angle 28° , 4 : rayon nul, 5 : rayon 5mm, 6 : pas de portée, 7 : portée 2mm).

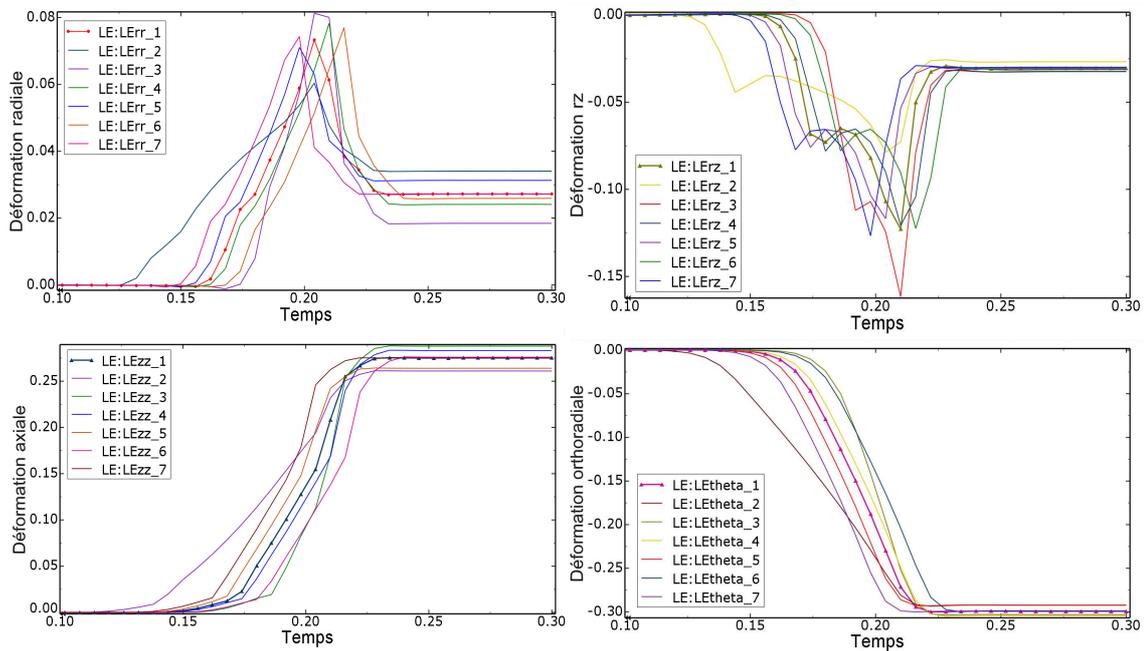


Figure 3.25: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur les déformations après un étirage à creux (1 : référence, 2 : angle 12° , 3 : angle 28° , 4 : rayon nul, 5 : rayon 5mm, 6 : pas de portée, 7 : portée 2mm).

reste comprise entre 29,3 et 30,5%.

Une variation des paramètres modifie de manière importante les déformations lors de l'étirage à creux. Ceci s'explique par le fait que, à creux, le tube peut prendre la dimension qui minimisera l'effort.

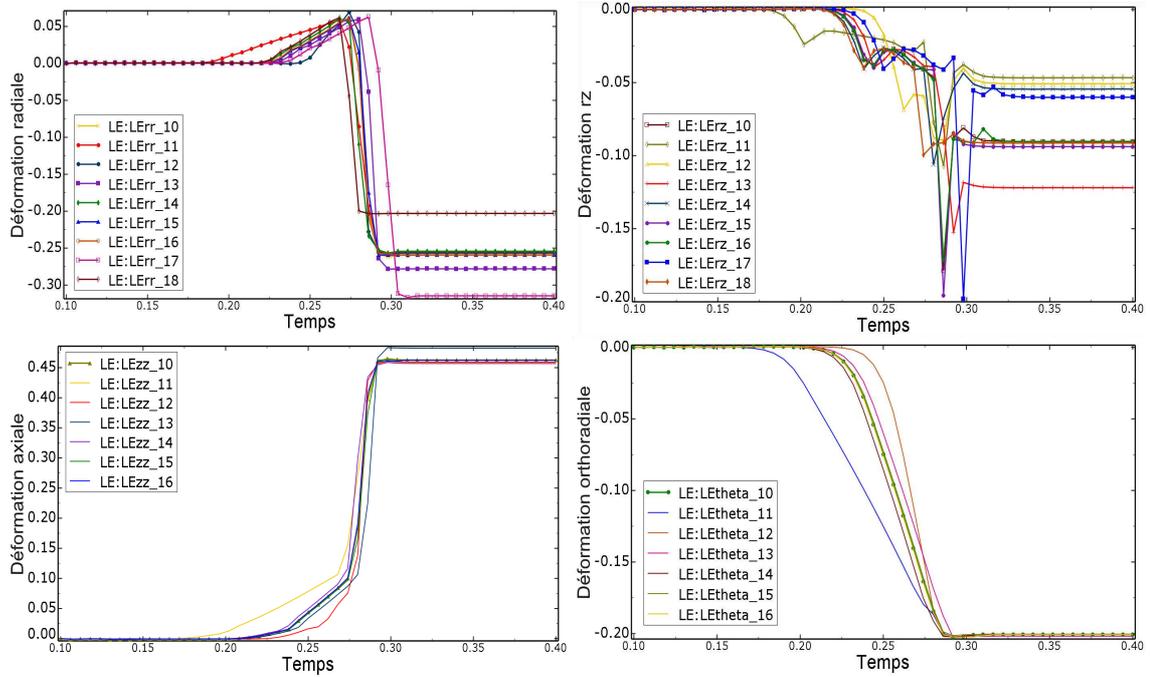


Figure 3.26: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur les déformations après un étirage sur mandrin (10 : référence, 11 : angle 12°, 12 : angle 28°, 13 : rayon nul, 14 : rayon 5mm, 15 : pas de portée, 16 : portée 2mm).

3.4.4.2 Etirage sur mandrin

En l'absence d'arrondi (calcul 13), les valeurs des déformations ε_{rr} et ε_{zz} sont légèrement différentes ($\pm 2,5\%$) de celles obtenues dans les autres calculs. Cela s'était traduit par un diamètre légèrement inférieur dans le paragraphe précédent. $\varepsilon_{\theta\theta}$ ne varie pas quelque soit la géométrie. En revanche, il y a une plus grande dispersion avec ε_{rz} . La référence est à 8%. La portée n'a pas d'influence. Pour l'angle à 12° ou 28° ainsi que le rayon de 5 mm, ε_{rz} est de 5% tandis que sans arrondi ε_{rz} est de 12%. Dans tous les cas, l'écart par rapport au calcul référence reste faible, avec un maximum de 4%.

La figure 3.27 présente les contraintes ($\sigma_{rr}, \sigma_{rz}, \sigma_{zz}, \sigma_{\theta\theta}$) pour un élément dans l'épaisseur du tube pour chaque calcul. Seule la contrainte axiale σ_{zz} varie signifi-

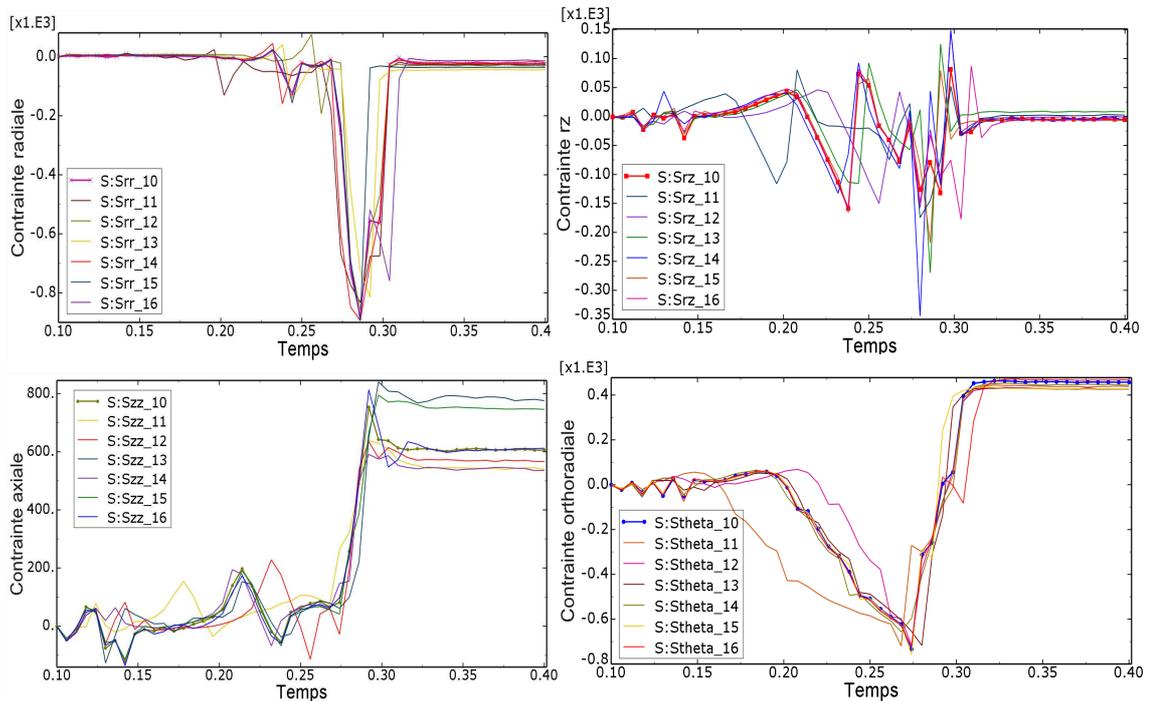


Figure 3.27: Étude paramétrique : influence des géométries de la filière sur les contraintes après un étirage sur mandrin (10 : référence, 11 : angle 12° , 12 : angle 28° , 13 : rayon nul, 14 : rayon 5mm, 15 : pas de portée, 16 : portée 2mm).

cativement. En effet, la contrainte σ_{zz} varie de 540 MPa à 780 MPa. La contrainte est élevée lorsqu'il n'y a pas d'arrondi ou pas de portée, c'est-à-dire lorsqu'il y a un angle vif sur la filière. La contrainte la plus faible est obtenue avec un angle à 12° ou un rayon de 5 mm. Pour les autres contraintes, il n'y a pas de différence significative entre les calculs (max. 40 MPa).

Sur mandrin, ce sont cette fois les contraintes qui sont plus sensibles aux géométries de la filière.

3.4.5 Conclusion

Nous avons étudié l'influence de la géométrie d'une filière sur les dimensions, la force d'étirage mais aussi les contraintes et les déformations d'un tube étiré. La géométrie influence les dimensions du tube final pendant un étirage à creux, alors que sur mandrin, ce sont les efforts qui varient. Ceci a un impact sur les résultats en déformations/contraintes. A creux, les contraintes sont presque constantes d'un calcul à l'autre (max. ± 30 MPa) et les déformations varient de $\pm 1,5\%$. Sur man-

drin, seule la déformation ε_{rz} , qui n'a pas d'influence sur les diamètres finaux, et la contrainte axiale varient, respectivement $\pm 4\%$ et de 540 à 780 MPa.

Cette étude montre une des applications concrètes de la modélisation. Elle a permis de tester tous les paramètres d'une filière sur deux types d'étirage. Pour cela, 18 calculs ont été nécessaires. Le temps de calcul est compris entre 1/2h et 1h à chaque fois. Ainsi, si on ajoute le temps pour la mise en données et le traitement des résultats, cette étude est réalisable en quelques jours.

3.5 Limites de la formabilité

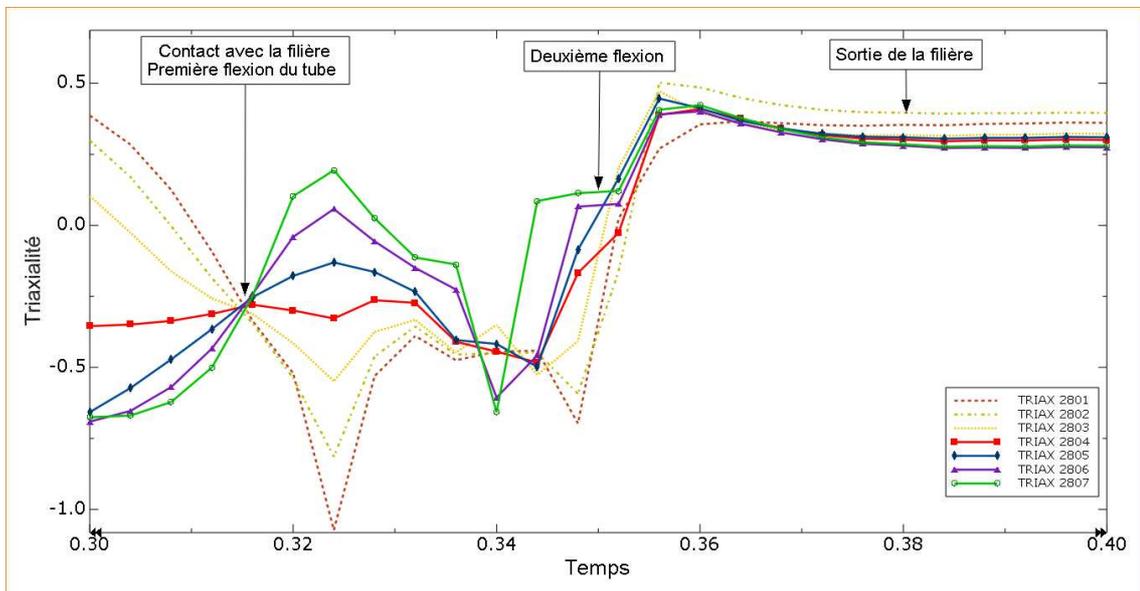


Figure 3.28: Triaxialité dans l'épaisseur du tube pendant un étirage sur boulet.

La figure 3.28 présente la triaxialité des éléments d'une section pendant un étirage sur boulet. Les simulations montrent une triaxialité faible ($< 0,5$). Les critères décrits dans le paragraphe 1.2.5.3 sont donc applicables. Dans une première approche, le critère de Cockcroft-Latham $C_{process}$ est calculé d'après l'équation 1.14. Afin de mieux comprendre le critère, $C_{process}$ est observé sur les calculs ayant servis à l'étude paramétrique. La figure 3.29 présente les $C_{process}$ atteints pour tous les éléments de l'épaisseur pour chaque calcul. Globalement, on observe que le critère est plus élevé vers la surface intérieure. On peut supposer que la rupture devrait s'amorcer à l'intérieur. Ne pas mettre de rayon de raccordement entre la portée et le cône d'entrée augmente fortement $C_{process}$, surtout vers la surface extérieure du tube

tandis que les $C_{process}$ les plus faibles sont obtenus avec un grand rayon de raccordement ou un faible angle d'entrée. Le plus grand écart entre la surface extérieure et intérieure (140 MPa) est obtenu avec l'angle d'entrée de 28°.

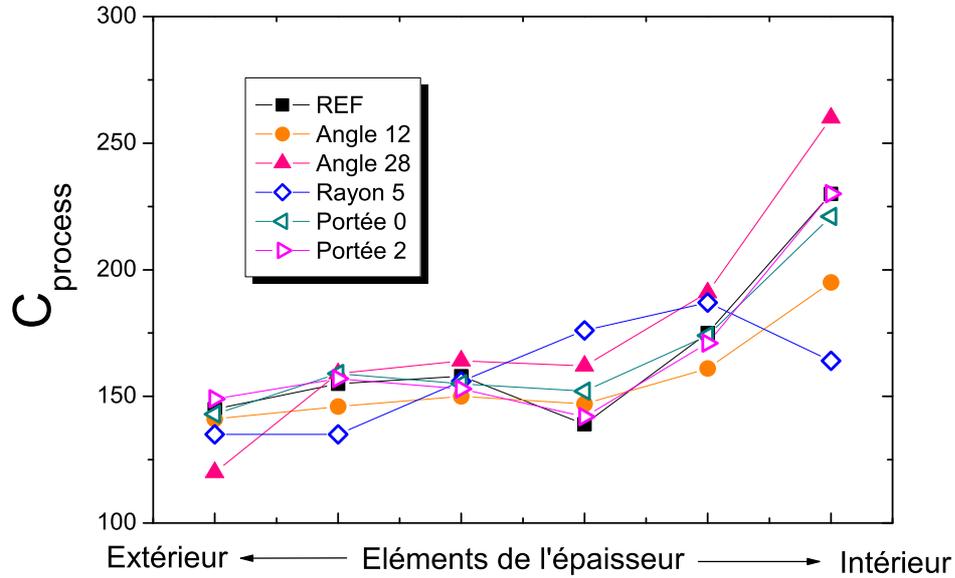


Figure 3.29: Evolution du critère de Cockcroft-Latham en fonction des géométries de la filière (10 : référence, 11 : angle 12°, 12 : angle 28°, 13 : rayon nul, 14 : rayon 5mm, 15 : pas de portée, 16 : portée 2mm).

D'après Cockcroft et Latham (1968), pendant le procédé, le critère $C_{process}$ ne peut pas dépasser la valeur maximale C_{max} qui est déterminé à partir de simples essais de traction. Le critère maximal est donné par :

$$C_{max} = \int_0^{\varepsilon_R} \sigma d\varepsilon$$

L'intégration des courbes $\sigma(\varepsilon)$ des essais de traction présentés dans le §2.2.3 donne $C_{max\ 316L} = 330$ MPa et $C_{max\ L605} = 650$ MPa (Figure 3.30).

La figure 3.31 présente les $C_{process}$ atteints dans l'épaisseur pour différents essais. Concernant le 316L, $C_{process}$ est très inférieur à C_{max} pour l'étirage à creux. En revanche, $C_{process}$ peut être supérieur à C_{max} pendant l'étirage sur mandrin, atteignant 370 MPa pour l'essai SM810. La passe a pourtant bien été réalisée expérimentalement. Ce calcul a été réalisé avec un rayon de raccordement nul, ce qui surestime

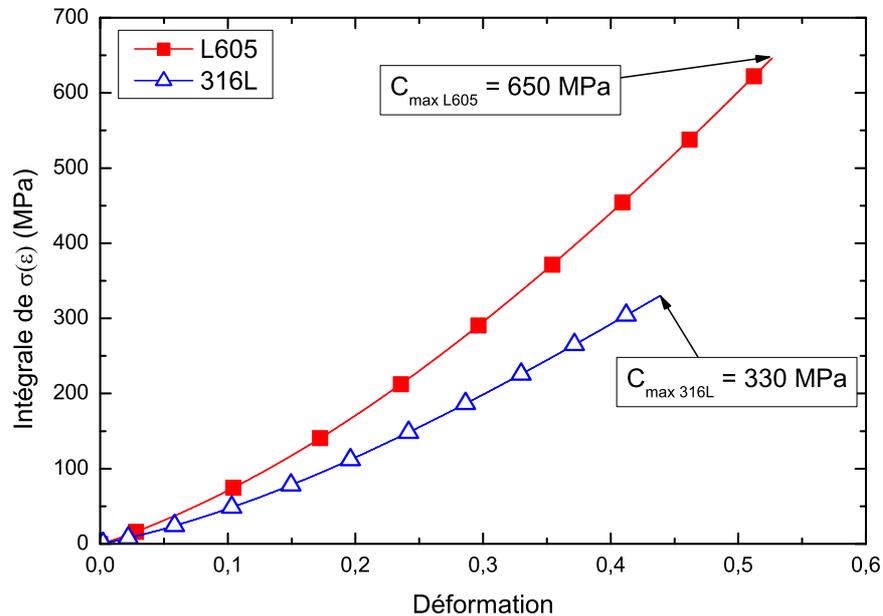


Figure 3.30: Détermination du critère maximal de Cockcroft-Latham pour le 316L et le L605.

légèrement le $C_{process}$ réel. Toutefois, la réduction de section pour ces essais sur mandrin étaient de 37% pour SM664 et 42% pour SM810, c'est-à-dire à la limite des réductions généralement conseillées. Ceci peut donc expliquer un $C_{process}$ très élevé.

Concernant le L605, le $C_{process}$ a été calculé pour trois essais d'étirage AC880, SM750 et SB262. Il s'avère que les $C_{process}$ sont largement inférieurs à C_{max} . Les réductions de section étaient respectivement de 33% et 27% pour SM750 et SB262. L'observation du critère de Cockcroft-Latham laisse envisager que les réductions de section pourraient être plus importantes pour ce matériau.

Une deuxième approche consiste à déterminer les courbes limites de formage (CLF). Le chemin de déformation étant complexe, les CLF en déformation ne sont pas adaptées. Les CLF en contraintes sont plus intéressantes car elles sont insensibles au chemin de déformation. En supposant que la rupture se produit en traction et non en compression, on peut penser que le tube casse à la fin de la déformation (2ème flexion). Sur la figure 3.14, il s'agit de l'étape 5. σ_{zz} et $\sigma_{\theta\theta}$ sont positives et $\sigma_{zz} \approx 2\sigma_{\theta\theta}$. Le matériau est en expansion (Figure 1.28). Pour déterminer la contrainte de rupture en expansion, il est possible de réaliser des essais d'emboutissage. Un essai de traction large est aussi intéressant pour avoir une droite limite de la zone $\sigma_{\theta\theta} > 0$. Ces essais,

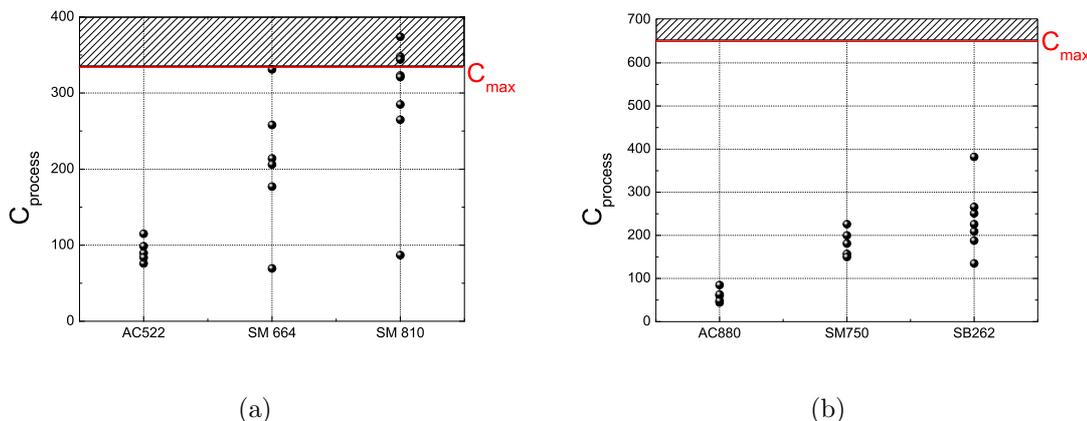


Figure 3.31: Détermination du critère de Cockcroft-Latham atteint pendant le procédé pour : (a) 316L, étirage à creux et sur mandrin, (b) L605, étirage à creux, sur mandrin et sur boulet.

réalisables au laboratoire SYMME d'Annecy, nécessitent des échantillons de tubes aplatis d'un diamètre 20 mm minimum. Faute de temps, ces essais n'ont pas été réalisés.

3.6 Conclusion

Ce chapitre a présenté le modèle numérique d'étirage de tube. Les essais de caractérisation du chapitre précédent ont permis d'obtenir toutes les données matériaux. Une analyse inverse a été utilisée pour déterminer les propriétés du contact (frottement et conductivité thermique). Elle consistait à calibrer ces paramètres en fonction d'un premier étirage à creux. Tout d'abord, cette analyse a été efficace pour le coefficient de frottement, évalué à 0,07. Ensuite, il s'est avéré que la conductance avait très peu d'influence sur le résultat de la simulation. Ce paramètre a en revanche plus d'influence dans le contact avec le mandrin. Nous la choisirons égale à $10^4 \text{ kW.m}^{-2}.K^{-1}$.

Avec ces paramètres, les essais d'étirage en 316L et en L605 ont été simulés. Une bonne précision est obtenue d'un point de vue mécanique. L'erreur sur les efforts est inférieure à 10% (sauf pour un essai sur mandrin) et la précision sur les dimensions est de l'ordre de 2%. D'un point de vue thermique, l'erreur est d'environ 20% en 316L et 10% en L605.

Une observation de ces simulations a permis une meilleure compréhension des déformations et contraintes subies par le tube. L'étude paramétrique présente une

application directe de la simulation. Elle montre l'influence que peuvent avoir les géométries des filières sur les efforts, les dimensions, les déformations et les contraintes. Enfin, pour finir nous avons présenté une première approche de la problématique des limites de formabilité.

Conclusion générale et perspectives

L'objectif de ce travail a été de définir une méthode rigoureuse afin d'obtenir un modèle fiable d'étirage de tubes par éléments-finis. Cette étude a traité trois types d'étirages : à creux, sur mandrin et sur boulet et s'est portée sur un acier inoxydable, le 316L et un alliage cobalt-chrome, le L605.

Afin de mieux comprendre le procédé, les bancs d'étirage ont été instrumentés. La mise en place de capteurs d'efforts et d'un pyromètre a rendu possible l'enregistrement de la force d'étirage et de la température de la surface extérieure du tube à la sortie de la filière. Ces essais ont été réalisés sur les trois types d'étirages, à plusieurs vitesses et sur plusieurs diamètres de tubes. Il s'est avéré que la vitesse d'étirage n'influait pas les efforts. On remarque une dispersion plus importante pour les efforts du L605. Concernant la température, la même tendance est observée pour les deux matériaux. A creux, la température est toujours comprise entre 70 et 80 °C. En revanche, sur mandrin, elle varie fortement en fonction de l'échauffement du mandrin. Ainsi, lorsque le mandrin est froid (premier tube), la température mesurée n'excède pas 60°C. Pour les tubes suivants, le mandrin est chaud et le tube peut atteindre 100°C en sortie de filière.

Nous nous sommes ensuite attachés à mieux connaître le 316L et le L605. La méthode proposée a permis, à partir d'essais simples, de caractériser ces deux matériaux. En effet, des essais de cisaillement d'échantillons obtenus à partir de tubes aplatis, ont montré que le comportement des tubes étaient isotropes après recuit. Grâce à ces essais, nous avons pu aussi observer le type d'écrouissage. Il s'est révélé cinématique-isotrope. Nous avons considéré toutefois que l'écrouissage est isotrope dans une première approche. L'influence de la vitesse de déformation a été mise en évidence par des essais de traction rapide, allant jusqu'à 15 s⁻¹. Le comporte-

ment des matériaux a donc été modélisé par une loi de Johnson-Cook modifiée car le comportement est supposé indépendant de la température. Enfin, des mesures thermiques par une caméra infrarouge de ces essais de traction ont rendu possible l'identification de l'IHF, c'est-à-dire la fraction d'énergie plastique transformée en chaleur. Il s'est révélé variable pour le 316L et constant pour le L605.

Une fois les paramètres matériaux déterminés, seuls les paramètres du contact restent inconnus. Nous avons choisi de les déterminer avec une analyse inverse. En effet, une première simulation d'étirage à creux est effectuée et la comparaison entre les efforts numériques et la force d'étirage expérimentale permet de calibrer le coefficient de frottement. De même, la comparaison des températures calibre la conductivité thermique entre la filière et le tube. Le frottement influençant fortement la force d'étirage, cette méthode s'est avérée efficace pour la détermination de ce coefficient, trouvé égal à 0,07. La conductivité a en fait très peu d'influence pendant l'étirage à creux car le contact se fait très rapidement et ne peut pas être déterminée avec cette méthode. Elle est beaucoup plus influente pour le contact tube-mandrin. Nous la supposons infinie dans ce cas, au vu des pressions de contact très élevées.

Ensuite, tous les essais d'étirage réalisés sur banc ont été modélisés. Les efforts et températures simulés ont ensuite été comparés avec les mesures expérimentales. Le comportement mécanique du tube s'avère correctement modélisé. En général, l'erreur entre les efforts mesurés et ceux calculés numériquement est inférieure à 10% et elle n'excède pas 2% pour les diamètres. L'aspect thermique est plus difficile à appréhender. Sur le 316L, la variation de température du tube est de 25% inférieure à celle mesurée par le pyromètre. En revanche, pour le L605, même si la température simulée est toujours inférieure à la température réelle, l'erreur ne dépasse pas 10 %.

Les paramètres géométriques d'une filière, c'est-à-dire l'angle du cône d'entrée, la longueur de la portée, le diamètre et le rayon du congé entre le cône d'entrée et la portée, ont été observés pendant un étirage à creux et sur mandrin. Leur influence a été montrée sur les efforts, les dimensions, les contraintes et les déformations. Nous avons constaté que la géométrie influait plutôt les déformations et dimensions à creux, tandis que sur mandrin, ce sont plutôt les contraintes et efforts qui sont modifiés. Cette étude, simple et rapide, met en évidence une des applications de la simulation.

Afin de pouvoir exploiter au mieux ce modèle dans un contexte industriel, il était nécessaire de définir des limites de formabilité, afin de connaître la faisabilité

d'une passe d'étirage. Pour une première approche, nous avons étudié le critère de Cockcroft-Latham. Ce critère semble indiquer que les passes réalisées en 316L étaient à la limite voir légèrement au dessus de la capacité de formabilité du matériau. Ceci confirme les réductions choisies habituellement. En revanche, les critères du L605 sont deux fois inférieurs au critère maximum. Le L605 semble donc être moins étiré que ce qu'il pourrait subir.

Cette thèse a donc permis d'obtenir un modèle numérique précis. Toutefois, il est toujours possible de l'améliorer. Pour cela, voici les axes de travail envisageables :

Géométries Les essais de cisaillement nous ont montré que les écrouissages du 316L et du L605 sont à la fois cinématiques et isotropes. Nous les avons cependant considérés isotropes dans une première approche. Le type d'écrouissage influençant le retour élastique, il a un effet sur les géométries finales du tube. Il serait donc intéressant de le définir plus exactement afin d'améliorer notre précision sur les diamètres des tubes après étirage.

Thermique L'aspect thermique reste difficile à maîtriser. Les simulations montrent un échauffement moins important que dans la réalité. Il serait peut-être intéressant de disposer d'autres mesures de température (température de la filière, du mandrin, thermocouple qui suit le tube...) afin de mieux cerner les différents échauffements et échanges thermiques. Une telle amélioration serait souhaitable pour des alliages métalliques dont le comportement serait très dépendant de la température comme par exemple, les alliages à mémoire de forme nickel-titane [Schlosser (2008)].

Mesures Il reste quelques imprécisions sur les mesures. Dans l'ensemble, les géométries des outils et des tubes sont mesurées correctement. Toutefois, il s'est avéré que le rayon du congé entre le cône d'entrée et la portée avait une influence non négligeable, tant au niveau des efforts que des dimensions. Ce rayon n'est pas mesuré et est estimé approximativement pour les simulations. Un effort sur cette mesure serait un plus. Thermiquement, une attention particulière a été apporté à la mesure du coefficient d'émissivité. Toutefois, lors des essais sur mandrin, on a pu constater que la mesure variait longtemps en sortie de filière et que l'incertitude sur la position du pyromètre était trop grande. Il conviendra donc de mesurer plus précisément la position du pyromètre lors des futurs essais.

Nous allons maintenant voir quelques applications possibles de ce modèle numérique. Nous avons déjà vu un exemple de réalisation d'étude paramétrique. Avec un

plan d'expérience rigoureux, ce type d'étude est d'ores et déjà réalisable pour optimiser des géométries de façon à minimiser les contraintes dans le tube par exemple. Avec des scripts pour automatiser la mise en donnée et le traitement des résultats, quelques jours pourraient suffire.

Les problèmes d'aspects de surface peuvent aussi être traités par la simulation. La contrainte de cisaillement au contact est sûrement la plus influente sur ce point. Une étude serait intéressante pour vérifier la corrélation entre cette contrainte simulée et les problèmes d'aspects qui peuvent être rencontrés pendant l'étirage. La conséquence d'une rupture du film d'huile peut aussi être étudiée en augmentant fortement le coefficient de frottement ponctuellement.

La problématique de la formabilité a elle aussi été abordée dans la thèse. Cela consiste à déterminer si une passe est faisable ou pas. Deux possibilités ont été envisagées : déterminer un critère de rupture à partir d'un essai de traction ou donner des courbes limites de formage à partir d'essai d'emboutissage. Le critère de rupture a été étudié. Pour la suite, il sera nécessaire de réaliser des essais en parallèle des simulations pour valider cet approche.

L'utilisation des simulations pour optimiser les gammes d'étirage peut passer par la création d'abaques. Ce travail est long et fastidieux mais faisable avec un minimum de maîtrise de l'automatisation d'Abaqus. Quelques modèles de script ont déjà été réalisés pour créer un modèle ou exploiter les données et peuvent servir de point de départ.

Pour finir, nous nous sommes limités ici à un modèle 2D. Or certains problèmes tels que la concentricité nécessitent un modèle 3D. Le matériel informatique actuellement disponible ne permet pas la simulation 3D car les temps de calcul seraient excessivement longs. Ce type de problématique pourra aussi être envisageable plus tard.

Références

- Alberti, N., Barcellona, A., Cannizzaro, L., et Micari, F. (1994). Introduction of ductile fracture in metal forming processes : An approach based on the damage mechanics. *Annals of the CIRP*, **43**, 207.
- AlloyWire, I. (2009). Stainless steel 316LVM. http://www.alloywire.com/french/alloy_stainless_steel_316_LVM.html.
- Arrieux, R. (1995). Determination and use of the forming limit stress diagrams in sheet metal forming. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **53**, 47–56.
- Avitzur, B. et Talbert, S. (1989). *Plasticity and modern metal-forming technology*, chapter 2 : Upper-bound solutions and the balance-of-power approach. Springer.
- Barlat, F. et Lian, J. (1989). Plastic behavior and stretchability of sheet metals. i : A yield function for orthotropic sheets under plane stress conditions. *Int. J. Plast.*, pages 51–66.
- Beringhier, M. (2006). *Distribution et transport des variables de modèles polycristallins pour la prédiction de l'anisotropie mécanique des métaux en mise en forme*. Ph.D. thesis, Ecole des Mines de Paris.
- BrownUniversity (2009). Engineering courses EN222 : Mechanics of Solids. <http://www.engin.brown.edu/courses/En222/Notes/sliplines/sliplines.htm>.
- Buffière, J. Y., Maire, E., Cloetens, P., Lormand, G., et Fougères, R. (1999). Characterization of internal damage in a mmcp using x-ray synchrotron phase contrast microtomography. *Acta Materialia*, **47**, 1613 – 1625.
- Bunge, H. et Esling, C. (1997). Texture et anisotropie des matériaux. *Techniques de l'Ingénieur*, **M-605**.

- Carslaw, H. et Jaeger, C. (1958). *Conduction of heat in solids*. Oxford : Clarendon Press.
- CEMEF (2006). Approches scientifiques des procédés de mise en forme des matériaux. tome 4.
- Chenot, J.-L. (1991). Méthodes de calcul en plasticité. *Techniques de l'ingénieur*, **M 595**.
- Chin, R. et Steif, P. (1995). A computational study of strain inhomogeneity in wire drawing. *Int. J. Mach. Tools Manufact.*, **35**, 1087–1098.
- Chrysochoos, A. et al (1989). Plastic and dissipated work and stored energy. *Nucl Eng Design*, **114**, 323–333.
- Chrysochoos, A. et Louche, H. (2000). An infrared image processing to analyse the calorific effects accompanying strain localisation. *Int. J. Eng. Sci.*, **38**, 1759 – 1788.
- Cleja, S. et Cristescu, N. (1979). Influence of the drawing speed on the optimum shape of the floating plug. *Rev. Roum. Mec. Appl.*, **24**, 357–377.
- Cockcroft, M. et Latham, D. (1968). Ductility and the workability of metals. *J. Inst. Metals*, **96**, 33–39.
- Col, A. (2002). Emboutissage des tôles - importance des modes de déformation. *Techniques de l'ingénieur*, **BM 7 510**.
- Collins, I. et Williams, B. (1985). Slipline fields for axisymmetric tube drawing. *Int. J. Mech. Sci.*, **27**, 225 – 233.
- Cowper, G. et Symonds, P. (1958). Strain hardening and strain rate effects in the impact loading of cantilever beams. Technical report, Brown univ. Applied Mathematics Report.
- Darrieulat, M. et Montheillet, F. (2003). A texture based continuum approach for predicting the plastic behaviour of rolled sheet. *Int. J. Plast.*, **19**, 517–546.
- Dassault Systèmes (2008a). *Abaqus Analysis User's Manual - Analysis convergence controls*. Section 7.2.

-
- Dassault Systèmes (2008b). *Abaqus Analysis User's Manual - Contact formulations for contact pairs in Abaqus/Explicit*. Section 30.4.4.
- Dassault Systèmes (2008c). *Abaqus Analysis User's Manual - Thermal contact properties*. Section 31.2.
- Dassault Systèmes (2008d). *Getting Started with Abaqus : Interactive Edition*. Section 12.9.
- Dawson, P., MacEwen, S., et Wu, P.-D. (2003). Advances in sheet metal forming analysis : dealing with mechanical anisotropy from crystallographic texture. *Int. Mater. Rev.*, **48**, 86–122.
- Dietenberger, M., Buyuk, M., et Kan, C.-D. (2005). Development of a high strain-rate dependent vehicle model. Technical report, LS-DYNA Anwenderforum.
- Domkin, K. (2003). *Physically based models of plasticity*. Ph.D. thesis, Lulea, Sweden.
- El-Domiatiy, A. et Kassab, S. (1998). Temperature rise in wire-drawing. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **83**, 72–83.
- Fortunier, R. (1990). Loi de comportement de Chaboche : identification des paramètres élasto-plastiques et élasto-visco-plastiques de l'acier edf-sph entre 20°C et 600°C. NOVTUDD90011.
- Fréchar, S., Redjama, A., Metauer, G., Lach, E., et Lichtenberger, A. (2002). Comportement dynamique et évolution microstructurale d'un acier austénitique allié à l'azote. Technical report, n.c., Tours, France.
- G99, A. (2005). Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. Technical report, ASTM International.
- GN-MEBA et Pouchou, J.-L. (2004). *L'analyse EBSD : Principes et applications*. EDP Sciences.
- Guiraud, O. (2007). *Modélisation numérique de l'étirage de tubes : Couplages thermomécaniques*. Master's thesis, Université Grenoble 1.
- Habraken, A. et Duchêne, L. (2004). Anisotropic elasto-plastic finite element analysis using a stress-strain interpolation method based on polycrystalline model. *Int. J. Plast.*, **20**, 1525–1560.

- Hansson, S. (2006). *Simulation of stainless steel tube extrusion*. Ph.D. thesis, Lulea, Sweden.
- He, S. et al (2003). Residual stress determination in cold drawn steel wire by fem simulation and x-ray diffraction. *Mater. Sci. Eng.*, **A346**, 101–107.
- He, S., Bael, A. V., Houtte, P. V., Mei, F., Decleyre, W., et A.Sarban (2001). A numerical study on residual stresses in drawn wires. In J. Toyohashi university of technology, editor, *The 7th international conference on numerical methods in industrial forming processes*, pages 481–486. Swets & Zeitlinger.
- He, S., Houtte, P. V., Bael, A. V., Mei, F., Sarban, A., Boesman, P., Galvez, F., et Atienza, J. M. (2002). Strain rate effect in high-speed wire drawing process. *Model. Simul. Mater. Sci. Eng.*, **10**, 267–276.
- Hill, R. (1948). A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic materials. *Proc. Roy. Soc. London*, **A 193**, 281–297.
- Hindlet, P., Fargeot, C., Juliard, J.-M., et Farinotti, R. (2005). Endoprothèses coronaires : critères de choix et élaboration d'une fiche technique. *J Pharm Clin*, **24**, 40–6.
- Johnson, G. R. et Cook, W. H. (1983). A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In *Proceedings of the 7th international symposium on ballistic*, pages 541–547, La Haye.
- Joyot, P. (1994). *Modélisation numérique et expérimentale de l'enlèvement de matière. Application à la coupe orthogonale*. Ph.D. thesis, Université Bordeaux 1.
- Kanhalikham, A. et Libert, G. (2007). Etude concentricité Liberty - passe 3.27x2.05. Rapport interne Minitubes.
- Kanhalikham, A. et Pourcher, J. (2008). Planche de défauts : Aide à la décision pour les défauts de surface L605. Document interne Minitubes.
- Karnezis, P. et Farrugia, D. C. J. (1998). Study of cold tube drawing by finite-element modeling. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **80-81**, 690–694.
- Keeler, S. (1965). Determination of forming limits in automotive stampings. *SAE Paper*.

-
- Keeler, S. et Backofen, W. (1963). Plastic instability and fracture in sheets stretched over rigid punches. *ASM TRANS Q.*, **56**, 25–48.
- Khang, A. et Cheng, P. (1998). An anisotropic constitutive model for single and polycrystalline materials. ii - experiments and predictions concerning thin-walled tubular ofhc cooper. *Int. J. Plast.*, **14**, 209–226.
- Kim, T., Kim, B., et Choi, J. (1997). Prediction of die wear in the wire-drawing process. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **65**, 11–17.
- Koster, R., Vieluf, D., Kiehn, M., Sommerauer, M., Kahler, J., et Baldus, S. (2000). Nickel and molybdenum contact allergies in patients with coronary in-stent restenosis. *Lancet*, **356**, 1895–7. Erratum in : *Lancet* 2001 ; 357 : 316.
- Kuboki, T. et al (2008). Effect of plug on levelling of residual stress in tube drawing. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **204**, 162–168.
- Kunogi, M. (1956). A new method of cold extrusion. *J. Sci. Research Inst.*, **50**, 215–246.
- Kwan, C.-T. (2002). A generalized velocity field for axisymmetric tube drawing through an arbitrarily curved die with an arbitrarily curved plug. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **122**, 213 – 219.
- Laheurte, R. (2004). *Application de la théorie du second gradient à la coupe des matériaux*. Ph.D. thesis, Université Bordeaux 1.
- Latil, P. (2008). *Caractérisation expérimentale de la loi de comportement du 316LVM pour la simulation du procédé d'étirage à froid de tubes*. Master's thesis, Université Grenoble 1.
- Lazzarotto, L., Dubar, L., Dubois, A., Ravassard, P., et Oudin, J. (1997). Identification of coulomb's friction coefficient in real contact conditions applied to a wire drawing processes. *Wear*, **221**, 54–63.
- Lemaitre, J. et Chaboche, J.-L. (1985). *Mécanique des matériaux solides*. Dunod.
- Li, S. et al (2001). Finite element modeling of plastic anisotropy induced by texture and strain-path change. *Int. J. Plast.*, **19**, 647–674.

- Linck, V. (2005). *Modélisation numérique temporelle d'un contact frottant. Mise en évidence d'instabilités locales de contact - Conséquences tribologiques*. Ph.D. thesis, INSA Lyon.
- Longère, P. et Dragon, A. (2008). Evaluation of the inelastic heat fraction in the context of microstructure-supported dynamic plasticity modelling. *Int. J. Impact Eng.*, **35**, 992–999.
- Louche, H. (1999). *Analyse par thermographie infrarouge des effets dissipatifs de la localisation dans des aciers*. Ph.D. thesis, Montpellier University.
- Macdougall, D. (2000). Determination of the plastic work converted to heat using radiometry. *Exp. Mech.*, **40**, 298–306.
- Male, A. T. et Cockcroft, M. G. (1964). A method for the determination of the coefficient of friction of metals under condition of bulk plastic deformation. *J. Inst. Met.*, **93**, 38–46.
- Manach, P.-Y. (1993). *Etude du comportement thermomécanique d'alliages à mémoire de forme NiTi*. Ph.D. thesis, Institut National Polytechnique de Grenoble.
- Manach, P.-Y. et Favier, D. (1997). Shear and tensile thermomechanical behavior of near equiatomic niti alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, **222**, 45–47.
- Marciniak, Z. et Kuczinski, K. (1967). Limit strains in the process of stretch forming sheet metal. *Int. Journ. Mech. Sci.*, **9**.
- Mason, J., Rosakis, A., et Ravichandran, G. (1994). On the strain and strain rate dependence of the fraction of plastic work converted to heat : an experimental study using high speed infrared detectors and the kolsky bar. *Mech. Mater.*, **17**, 135–145.
- Masson, R. (1998). *Estimations non linéaires du comportement global de matériaux hétérogènes en formulation affine, application aux alliages de Zirconium*. Ph.D. thesis, Ecole polytechnique.
- McAllen, P. et Phelan, P. (2007). Numerical analysis of axisymmetric wire drawing by means of a coupled damage model. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **183**, 210–218.
- McLean, D. et Eiger, N. (2002). Stent design : implications for restenosis. *Rev Cardiovasc Med*, **3 (suppl. 5)**, S16–S22.

-
- Miconovic, M. *et al.* (1997). High strain rate viscoplasticity of AISI316H stainless steel from tension and shear experiments. *Belgrade*, pages 1–2.
- Milan, J. (2008). Tribologie. <http://fr.wikibooks.org/wiki/Tribologie>.
- Montheillet, F. et Moussy, F. (1988). *Physique et mécanique de l'endommagement*. EDP Sciences.
- Mosser, J.-D. (2005). Cours les lois de frottement. *Site Internet www.jdotec.net*, page 23080.
- Nakazima, K., Kikuma, T., et Asuka, K. (1968). Study on the formability of steel sheet. Technical Report 264, Yawata.
- Neves, F. O. et al (2005). Numerical and experimental analysis of tube drawing with fixed plug. *J. Braz. Soc. Mech. Sci & Eng.*, **XXVII**, 426–431.
- Ning, J. et Aifantis, E. (1996). Anisotropic yield and plastic flow of polycrystalline solids. *Int. J. Plast.*, **12**, 1221–1240.
- Oh, S., Chen, C., et Kobayashi, S. (1979). Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing. part 2 : Workability in extrusion and drawing. *ASME J. of Eng. for Ind.*, **101**, 36.
- Overstam, H. (2006). The influence of bearing geometry on the residual stress state in cold drawn wire, analysed by the fem. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **171**, 446–450.
- Overstam, H. et Jarl, M. (2004). Development and validation of fem models for wiredrawing. *Wire Journal International*, pages 73–76.
- Oxford-Instruments (2007). Ebsd for beginners. <http://7.ebsd.com/ebsdbeginners2.htm>.
- Oyane, M. (1972). Criteria of ductile fracture strain. *Bull. Jap. Soc. Mech. Eng.*, **15**, 1507–1513.
- Padet, J. (2005). Convection thermique et massique - principes généraux. *Techniques de l'ingénieur*, **BE 8 205**.
- Panière, P. (1999). Textures et anisotropie des matériaux et alliages déformés plastiquement. *Techniques de l'Ingénieur*, **M-605**.

- Poncin, P., Millet, C., Chevy, J., et Proft, J. L. (2004). Comparing and optimizing co-cr tubing for stent applications. In *Materials & Processes for medical devices conference*. ASM International.
- Pospiech, J. (1997). Description of a mathematical model of deformability for the process of drawing tubes on a fixed mandrel. *J. Mater. Eng. Perf.*, **7**, 71–78.
- Rakotvelo, A. (1998). *Contribution à la validation des méthodes de prévision du rochet thermique dans les structures métalliques*. Ph.D. thesis, Institut national des sciences appliquées de Lyon.
- Rauch, E. (1998). Plastic anisotropy of sheet metals determined by simple shear tests. *Mater. Sci. Eng. A*, **241**, 179–183.
- Rosakis, P. et al (2000). A thermodynamic internal variable model for the partition of plastic work into heat and stored energy in metals. *J. Mech. Ph. Solids*, **48**, 581–607.
- Rubio, E. M. et al (2005). Calculation of the forward tension in drawing process. *J. Mater. Proc. Technol.*, **162-163**, 551–557.
- Sandru, N. et Camenschi, G. (1988). A mathematical model of the theory of tube drawing with floating plug. *Int. J. Eng. Sci.*, **26**, 569–585.
- Schlosser, P. (2008). *Influence des aspects mécaniques et thermiques sur les mécanismes de déformation d'alliages NiTi*. Ph.D. thesis, Université Joseph Fourier de Grenoble.
- Smith, D. J. et Bramley, A. N. (1976). A theoretical study of tube drawing with a floating plug. *Met. Technol.*, **3**, 322–331.
- Sofuoglu, H. et Gedikli, H. (2002). Determination of friction coefficient encountered in large deformation processes. *Tribol. Int.*, **35**, 27 – 34.
- Sofuoglu, H., Gedikli, H., et Rasty, J. (2001). Determination of friction coefficient by employing the ring compression test. *J. Eng. Mater. Technol.*, **123-3**, 338–348.
- Swiatkowski, K. et Hatalak, R. (2004). Study of the new floating-plug process of thin-walled tubes. *J.Mater. Proc. Technol.*, **151**, 105–114.
- Tang, J., Wu, W., et Walters, J. (1994). Recent developments and applications of finite element method in metal forming. *J. Eng. Mater. Technol.*, **46**, 117.

-
- Taylor, G. (1938). Plastic strain in metals. *Journal Inst. Metals*, **62**, 307–324.
- Thomason, P. (1990). *Ductile Fracture of Metals*. Pergamon Press, Oxford.
- Um, K. et Lec, D. N. (1997). An upper bound solution of tube drawing. *J.Mater. Proc. Technol.*, **63**, 43–48.
- Umbrello, D. et al (2007). The influence of johnson-cook material constants on finite element simulation of machining of aisi 316l steel. *Int. J. Machine Tools Manuf.*, **47**, 462–470.
- Vacher, P., Dumoulin, S., Morestin, F., et Mguil-Touchal, S. (1999). Bidimensional strain measurement using digital images. *Instn Mech Engrs Part C ImechE*, **213**, 811–817.
- Vernotte, P. (1956). Calcul numérique, calcul physique : Application à la thermo-cinétique. Technical report, Publications scientifiques et techniques du ministère de l'air.
- Winters, J. (1996). *Implementation of a texture-based yield locus into a elastoplastic finite element code*. Ph.D. thesis, Katholieke Universiteit Leuven (Belgium).
- Yoshida, K. et Furuya, H. (2004). Mandrel drawing and plug drawing of shape-memory-alloy fine tubes used in catheters and stents. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **153-154**, 145–150.
- Yoshida, K., Watanabe, M., et Ishikawa, H. (2001). Drawing of Ni-Ti SMA fine tubes used in medical tests. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **118**, 251–255.
- Zener, C. et Hollomon, J. H. (1944). Effect of strain rate upon plastic flow of steel. *J. Appl. Phys.*, **15**, 22–32.
- Zerilli, F. et Armstrong, R. (1987). Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. *J. Appl. Phys.*, **61**, 1816.
- Zhao, D., Du, H., Wang, G., Liu, X., et Wang, G. (2009). An analytical solution for tube sinking by strain rate vector inner-product integration. *J. of Mater. Proc. Technol.*, **209**, 408 – 415.

THESE DE DOCTEUR DE L'INSTITUT POLYTECHNIQUE DE GRENOBLE

Titre de l'ouvrage :

MODELISATION DES COUPLAGES MULTIPHYSIQUES MATERIAUX-PRODUITS-PROCEDES LORS DE L'ETIRAGE DE TUBES : APPLICATION AUX ALLIAGES METALLIQUES USUELS.

Nom de l'auteur : **Muriel PALENGAT**

RESUME

Le procédé d'étirage de tubes permet de réduire leur épaisseur et leurs diamètres progressivement, en les tirant à travers une filière conique. La simulation de l'étirage à froid nécessite des données précises et réelles ce qui implique une étude approfondie des matériaux, du profil des outils et des différents paramètres mécaniques, thermiques et numériques. Cette étude s'intéresse à l'étirage à creux, sur mandrin et sur boulet flottant. Les matériaux mis en œuvre seront des aciers inoxydables et des alliages base cobalt. Pendant l'étirage, des capteurs d'effort enregistrent la force d'étirage. Fixé en sortie de filière, un pyromètre enregistre la température extérieure. Les paramètres de la simulation sont déterminés grâce à des essais mécaniques et thermiques. Les propriétés des matériaux, telles que l'anisotropie ou la dépendance à la vitesse de déformation sont étudiées. Des essais de cisaillement et de traction ont permis de modéliser les deux matériaux par une loi de comportement de Johnson-Cook isotrope indépendante de la température. Une caméra infrarouge permet d'enregistrer l'augmentation de la température due à la déformation plastique. Le travail plastique transformé en chaleur est décrit par l'équation de la chaleur. Les paramètres procédés tels que le coefficient de frottement sont difficiles à estimer à partir d'essais simples. Une approche différente est proposée. Une analyse inverse est utilisée pour calibrer ces paramètres. Ces simulations vont ensuite être comparées à des résultats expérimentaux sur les bancs d'étirage afin de démontrer la validité des calculs.

MOTS-CLES

Etirage de tubes, Procédé thermomécanique, Analyse éléments-finis, Résultats expérimentaux, 316L, L605

ABSTRACT

Tube cold drawing processes are used to reduce tube diameters and thicknesses, while pulling them through a conical converging die with or without inner plug. An accurate modelling of the material deformation, friction behaviour and thermal effects is required in order to well describe these processes. It deals with the cold hollow sinking (without inner plug), the mandrel drawing and the floating plug drawing of a stainless steel and a Co-Cr alloy. During the forming process, load cells are placed between the die and the frame for the drawing force. A pyrometer, fixed on the die exit, records the tube external temperature. When possible, simulation parameters are determined thanks to mechanical or thermal tests. The material properties implied in the process, such as the anisotropy or the rate-dependence are studied. Shear and tensile tests are performed to determine the Co-Cr alloy mechanical behaviour with an isotropic temperature-independent Johnson-Cook law. An infra-red camera is employed to observe the sample temperature rise. As the strain rates are high and the experiments' times are short, heat loss through conduction, convection, or radiation can be neglected in comparison to thermoplastic heating. The plastic work converted into heating is described by the heat equation. Process parameters such as friction coefficient or contact conductivity are difficult to estimate with mechanical experimental tests. A different approach is therefore proposed here, an inverse analysis is carried out to fit these two last parameters. Indeed they can be fitted through a thermomechanical modelling. The friction coefficient is found with the experimental drawing force and the contact conductance thanks to the external tube temperature. Finally, several drawing tests are modelled with these parameters and compared to experimental data in order to validate the method.