

Université de Lille 1

THESE
présentée pour obtenir le titre de

Docteur en Mécanique

par Guillaume VEGA

Optimisation de la mise en forme par tréfilage : approche expérimentale, modélisation et simulation numérique

Directeur de thèse : A. IMAD, Professeur, Université de Lille1

Co-Encadreur de thèse : A. HADDI, Maître de Conférences, Université d'Artois

Soutenue publiquement le 07 décembre 2009

Membres de jury :

Anne-Marie HABRAKEN, Professeur, Université de Liège, Belgique, Rapporteur

Jean-Michel BERGHEAU, Professeur, ENISE, Saint Etienne, Rapporteur

Fouad ERCHIQUI, Professeur, UQAT, Québec, Canada, Examineur

Roland TAILLARD, Professeur, Université de Lille1, Président

Abdelkader HADDI, Maître de Conférences, Université d'Artois, Examineur

Abdellatif IMAD, Professeur, Université de Lille1, Examineur

Remerciements

Cette thèse a été subventionnée par le ministère de l'industrie Français, à travers un contrat CIFRE au sein de Nexans et au Laboratoire de Mécanique de Lille. Durant ce contrat, je fus employé en tant qu'ingénieur de recherche dans les équipes R&D du Nexans Metallurgy Centre à Lens.

Je voudrais tout d'abord exprimer ma profonde gratitude à Monsieur Abdellatif IMAD, professeur à l'université de Lille 1, Laboratoire de Mécanique de Lille, pour avoir encadré mon travail de recherche et de m'avoir témoigné durant ces trois années une totale confiance.

Je tiens également à adresser mes sincères remerciements au docteur Abdelkader HADDI, maître de conférences à l'université d'Artois, pour avoir co-encadré cette thèse, pour sa grande disponibilité et ses conseils avisés mais aussi pour sa bonne humeur et ses encouragements.

Je tiens également à remercier le partenaire industriel de cette thèse, à savoir les deux initiateurs du projet Francis DEBLADIS- Directeur du Nexans Metallurgy Centre - et Michel SAUREL –ingénieur process- pour leur forte implication dans ce projet et la qualité de leur suivi.

Que Madame Anne Marie HABRAKEN, professeur à l'université de Liège, et Monsieur Jean- Michel BERGHEAU, professeur à l'ENISE de Saint Etienne, trouvent ici l'expression de ma sincère reconnaissance pour avoir accepté la charge de rapporter ce travail. Je les remercie pour le temps qu'ils m'ont consacré.

J'adresse également mes remerciements à Messieurs Roland TAILLARD, Professeur, Université de Lille1 et Fouad ERCHIQUI, Professeur, UQAT, Québec, Canada, d'avoir accepté d'examiner ce travail.

J'adresse un grand merci à Darya, Cédric, Christophe, Denis, Emilien, Nicolas, Rodrigue Sébastien, Stéphane, ingénieurs et techniciens du Nexans Metallurgy Centre, et Rym, Thong, Hao, mes collègues de bureau thésards du laboratoire pour les nombreuses discussions scientifiques ; les encouragements constants et leur amical soutien qui m'ont grandement aidé dans les moments difficiles.

Sur un plan plus personnel, je souhaiterais que ma famille, tous mes amis et toutes les personnes qui, de près ou de loin, ont contribué à l'aboutissement de cette thèse, se reconnaissent pour recevoir mes remerciements les plus sincères.

SOMMAIRE

INTRODUCTION : CONTEXTE ET OBJECTIFS DE L'ETUDE	6
---	---

CHAPITRE I : REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	14
--	----

I.1 PROCÉDÉ DE TRÉFILAGE : DÉFINITION, PARAMÈTRES INFLUENTS.	15
<i>I-1.1 Description du procédé de mise en forme</i>	15
<i>I-1.2 Outil de mise en forme : La filière</i>	17
<i>I-1.3 Matériaux mis en forme</i>	20
I.1.3.1 Classification et usage	20
I.1.3.2 Ecrouissage et traitement thermique	21
I.1.3.3 Qualité de la matière tréfilée.....	23
<i>I-1.4 Modélisation phénoménologique du tréfilage : principaux paramètres :</i>	24
I.1.4.1 Description des efforts appliqués sur le fil pendant la mise en forme.....	25
I.1.4.2 Modèles analytiques :	26
I.1.4.3 Influence des principaux paramètres géométriques	36
I.1.4.4 Conclusion sur l'influence des paramètres géométriques	46
<i>I-1.5 Contact fil-filière : Frottement et lubrification</i>	46
I.2 EFFETS THERMIQUES PENDANT LA MISE EN FORME :	49
I.3 COMPORTEMENT ET ENDOMMAGEMENT DU FIL.....	54
<i>I-3.1 Théorie de la plasticité</i>	54
I.3.1.1 Comportement élasto-plastiques.....	56
I.3.1.2 Modèles de lois de comportement	60
<i>I-3.2 Phénomène d'endommagement</i>	64
I.3.2.1 Généralités.....	64
I.3.2.2 Mécanismes d'endommagement :.....	65
I.3.2.3 Modèles liés à la mécanique des milieux continus endommageables.	69
I.3.2.4 Modèle découplés : Critères de rupture selon une approche phénoménologique.....	70
I.3.2.5 Modèles couplés	73

CHAPITRE II :	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ	78
II-1.1	<i>Influence des paramètres de tréfilage : Etude préliminaire</i>	79
II-1.2	<i>Influence de la vitesse de tréfilage</i>	81
II-1.3	<i>Influence des paramètres géométriques de la filière</i>	83
II-1.4	<i>Effet d'écrouissage et de la vitesse de déformation</i>	85
II.2	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ SUR UNE PASSE DE TRÉFILAGE :	
	COMPARAISON EXPÉRIMENTALE, FORMULATIONS ANALYTIQUES ET SIMULATION NUMÉRIQUE..	88
II-2.1	<i>Protocole expérimental</i>	88
II-2.2	<i>Résultats et comparaison avec les formulations analytiques.....</i>	89
II-2.3	<i>Simulation numérique</i>	91
II-2.4	<i>Validation des calculs</i>	93
II.3	CONCLUSION :	98
CHAPITRE III :	ANALYSE THERMOMÉCANIQUE	99
III.1	INFLUENCE DES CONDITIONS DU TRÉFILAGE SUR LE COMPORTEMENT	
	THERMOMÉCANIQUE.....	100
III-1.1	<i>Couplage thermomécanique : calcul de l'échauffement du fil.....</i>	100
III-1.2	<i>Analyse thermomécanique application au tréfilage.....</i>	105
III.1.2.1	Protocole expérimental : prise en considération des phénomènes thermiques :.....	105
III.1.2.2	Résultats expérimentaux.....	107
III-1.3	<i>Modèle d'Avitzur modifié.....</i>	110
III-1.4	<i>Simulation numérique d'une passe de tréfilage.....</i>	116
III.2	CONCLUSION	124
CHAPITRE IV :	COMPORTEMENT MÉCANIQUE ET ENDOMMAGEMENT ..	125
IV.1	MODÉLISATION VISCOÉLASTOPLASTIQUE D'UN CUIVRE ETP	126
IV.2	ENDOMMAGEMENT : CARACTÉRISATION ET APPLICATION AU TRÉFILAGE	129
IV-2.1	<i>Observations microscopiques de l'endommagement.....</i>	129
IV-2.2	<i>Critère d'endommagement découplé de Cockcroft Latham.....</i>	132
IV.3	INFLUENCE DE LA PRÉSENCE D'INCLUSIONS DANS LES FILS	137
IV.4	CONCLUSION	140

CHAPITRE V : MÉCANISME D'ENDOMMAGEMENT ET D'USURE DES FILIÈRES	141
V.1 APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES MÉCANISMES D'USURE	142
V.1.1.1 Usure des filières dans les différentes zones de l'outil	143
V.2 SUIVI DE L'USURE DES FILIÈRES	146
V-2.1 <i>Méthodologie expérimentale</i>	147
V-2.2 <i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un alliage d'aluminium (AGS)</i>	147
V-2.3 <i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un d'aluminium</i>	151
V-2.4 <i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un cuivre</i>	152
V.3 CONCLUSION	154
CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES	156
RÉFÉRENCES BIBLIOGRAPHIQUES	159
ANNEXES	165
LUBRIFICATION RÔLE DU LUBRIFIANT CARACTÉRISTIQUES ET RÉGIMES DE LUBRIFICATION	166
DISTRIBUTION DES TEMPÉRATURES DANS LA FILIÈRE RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES	170
CARACTÉRISATION : RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES	172
MODÉLISATION DES PHÉNOMÈNES D'USURE DES FILIÈRES	175
SUIVI D'USURE DE FILIÈRE RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES	177
OUTIL D'OPTIMISATION DU TRÉFILAGE DÉVELOPPÉ	180

Introduction : Contexte et objectifs de l'étude

Contexte de l'étude

Le tréfilage est un procédé de mise en forme à froid qui consiste à réduire progressivement, sous l'action d'une traction continue, le diamètre d'un fil (Cuivre, Aluminium, alliages, etc.), à travers des outils appelés « filières ». Ces filières sont, généralement, constituées d'un insert en diamant - naturel ou poly cristallin - ou en carbure de tungstène. Cet insert est serti dans une monture en acier.

Dans une machine de tréfilage multi-passes, le fil est tiré, entre chaque filière, par des cabestans. Le fil, les filières, et les cabestans sont complètement immergés (ou arrosés) dans un bain d'émulsion (huile/eau ou huile) qui joue le rôle de lubrifiant et d'échangeur thermique. Ces différents éléments montrent l'importance des paramètres qui peuvent avoir une influence sur les performances du procédé tels que : la nature et les caractéristiques du matériau tréfilé (cuivre, alliages de cuivre, aluminium, alliages d'aluminium, fils plaqués (2,3... couches), etc.) et des filières, ainsi que leurs géométries, la vitesse de tréfilage, le type de lubrification, le type et les caractéristiques du lubrifiant, le diamètre du fil, de même que les problèmes liés au phénomène de frottement, etc.

D'un point de vue mécanique, l'étirage d'un fil provoque une déformation plastique du matériau conduisant ainsi à une modification générale de ses propriétés mécaniques. Cette variation des propriétés mécaniques en fonction de l'écroutissage du matériau est exploitée pour obtenir des fils possédant : une bonne résistance à la traction, une limite d'élasticité élevée, un allongement contrôlé, etc.

Ce procédé de déformation à froid est certainement l'un des plus anciens procédés de transformation des métaux. La profession admet -quelquefois comme un dogme – certaines valeurs géométriques de filières comme étant idéales. D'autre part, il était pratiquement impossible de mesurer avec précision la géométrie des filières (pour les fils fins tels que 0.1 ou 0.05 mm) et donc de les produire aux côtes voulues, ces valeurs idéales sont souvent difficiles à justifier.

Par ailleurs, la tendance actuelle est de développer des fils qui ont des caractéristiques nouvelles, tels que des fils revêtus ou des alliages nouveaux. Le profil de référence (« idéal ») évolue selon ces différents produits. Ces éléments restent encore méconnus actuellement. La question qui se pose, de manière concrète pour l'exploitant reste celle des tolérances acceptables : jusqu'où le profil peut-il s'écarter du profil idéal avant de générer des dégradations du processus (état de surface du fil tréfilé, casses, production de poussière, surconsommation d'énergie, etc.) ?

Cette question se pose dans un contexte de recherche d'optimisation des procédés de tréfilage en vue d'améliorer leurs performances et de réduire leurs coûts. Un écart dans l'efficacité du processus dû à des filières mal adaptées devient de plus en plus visible au fur et à mesure que s'améliore l'ensemble du procédé. Les machines vont de plus en plus vite (des vitesses de 45m/s sont annoncées là où l'on tréfilait à 25m/s), les multi-lignes deviennent de plus en plus grosses (on tréfile 32 fils en parallèle là où 8 fils en parallèle constituait presque une nouveauté il y a vingt ans).

C'est dans ce contexte que s'inscrit ce travail de recherche proposé dans le cadre de cette étude de compréhension, de caractérisation et de modélisation du processus de tréfilage, qui est réalisé dans le cadre d'une collaboration industrielle avec le Nexans Metallurgy Centre, centre de recherche de la société Nexans basé à Lens.

Objectifs du travail de la thèse

Sur le plan industriel, les principaux axes de progrès recherchés en vue de l'amélioration de la technologie du tréfilage s'articulent autour de :

- La prévention des ruptures occasionnelles du fil pendant sa mise en forme,
 - La maîtrise du phénomène d'endommagement des outils de mise forme (usure des filières),
-

- La maîtrise de la qualité de surface des fils.

Cette démarche passe par la connaissance du comportement mécanique des matériaux à tréfiler ainsi que la stabilité et la maîtrise du processus de tréfilage.

L'objectif industriel est de développer un outil de calcul basé sur une modélisation numérique permettant de prédire les profils de filières les plus efficaces en fonction du produit à tréfiler et de l'environnement (machine, lubrifiant, etc.).

L'utilisation visée de l'outil est de procurer une réponse rapide et pertinente à toute demande d'un exploitant cherchant à connaître un type de filière optimum pour un type de tréfilage ainsi que les tolérances dans lesquelles il doit maintenir son jeu de filières dans le but d'un procédé optimisé.

Notre étude est essentiellement orientée autour de l'élaboration d'une modélisation numérique par éléments finis, en vue de mieux cerner les champs des contraintes et des déformations lors du tréfilage d'un fil non ferreux massif (cuivre, aluminium et alliage).

La maîtrise des différentes phases du tréfilage nécessite l'élaboration d'un protocole expérimental spécifique qui devra permettre la détermination des conditions de tréfilage : mesure de la température, force de traction du fil, incidence des cabestans, incidence du lubrifiant (filières, cabestans), etc. De même, une analyse des mécanismes d'endommagement des filières sera entreprise en vue d'une classification des modes d'usures. La qualité et l'aptitude à la déformation plastique des fils seront évaluées en fonction de l'état des surfaces. Il sera question de réaliser des essais mécaniques afin de caractériser le comportement des matériaux dans des conditions similaires à celles enregistrées lors de l'opération du tréfilage. Ces données expérimentales seront nécessaires pour la phase de simulation numérique.

La simulation numérique des procédés du tréfilage permet de résoudre divers problèmes thermo-mécaniques en particulier, le transfert thermique, l'écoulement plastique, le phénomène de contact, etc. Elle sera basée sur des modèles d'élasto-viscoplasticité couplés à des modèles d'endommagement découplés du type Cockcroft-Latham en prenant en compte les paramètres géométriques et mécaniques des matériaux des fils et filières. La méthode de résolution nécessite l'utilisation d'un code de calcul explicite ou implicite basé sur la méthode des éléments finis. Ce type de code d'éléments finis est principalement développé pour des applications de la mécanique des milieux continus. Ces problèmes sont caractérisés par de grandes déformations

thermo-élasto-plastiques, du contact avec frottement, de fortes non-linéarités géométriques, entraînant de fortes distorsions du maillage.

La maîtrise des aspects théoriques et numériques est un appui nécessaire au contrôle de l'usure des filières, à la réduction de la fréquence de rupture des fils durant le tréfilage et à l'amélioration du produit fini, tant au niveau de ses propriétés mécaniques que de son état de surface.

Organisation du rapport

Ce rapport de thèse est scindé en cinq parties :

Le chapitre I présente une revue bibliographique pour analyser les résultats des différents travaux antérieurs portant sur la mise en forme des matériaux métalliques d'une façon générale et sur le procédé de tréfilage en particulier. Cette partie permet une meilleure identification des différents paramètres intrinsèques et extrinsèques des matériaux et leur influence sur la qualité des fils obtenus. Une attention particulière est donnée aux points suivants :

- La présentation du procédé de mise en forme par tréfilage et des principaux paramètres influant sur celui-ci,
- Les principales formulations de la modélisation phénoménologique ou analytique de l'effort de tréfilage,
- Les effets thermiques pendant la mise en forme,
- Le comportement et l'endommagement lors du tréfilage.

Le chapitre II présente une analyse paramétrique du procédé de tréfilage. Dans un premier temps, nous présentons les résultats obtenus pour analyser l'influence des paramètres liés au procédé sur l'effort de tréfilage, à savoir : la vitesse de tréfilage et la géométrie de la filière (angle du cône de travail et longueur de la portée). L'étude est menée pour un fil de cuivre de diamètre initial 0.55mm et présentant différents taux d'érouissage en vue d'obtenir un fil de diamètre final égal à 0.117mm (tréfilage multi passe).

Dans un second temps, nous avons réalisé une étude complète portant sur un seul taux d'érouissage. L'incidence du coefficient de frottement sur l'effort de tréfilage est mise en

évidence. Les résultats expérimentaux sont confrontés aux résultats obtenus analytiquement par les principaux modèles phénoménologiques décrits dans le chapitre I, d'une part, et ceux obtenus par un modèle de simulation numérique de la passe de tréfilage d'autre part.

Le chapitre III fait l'analyse thermomécanique d'une passe de tréfilage. Afin de prendre en compte les phénomènes du couplage thermique mis en jeu pendant le tréfilage, une étude expérimentale a été menée pour déterminer le profil de température dans une filière PCD de diamètre 0,450mm. En parallèle, une investigation analytique est conduite en vue d'estimer l'échauffement superficiel du fil pendant la déformation.

Ensuite, nous proposons une modification des modèles phénoménologiques proposés par Avitzur et Siebel. Cette modification prend en compte les variations de conditions d'interface pendant le tréfilage. Par ailleurs, une simulation numérique, basée sur une modélisation thermomécanique, a été réalisée en vue d'évaluer la distribution des champs de températures et de déformations. Les résultats numériques sont confrontés à ceux obtenus expérimentalement.

Le chapitre IV, présente tout d'abord, la procédure mise en place pour l'identification d'une loi élastoviscoplastique du type Johnson-Cook dans le cas d'un fil de cuivre présentant différents taux d'érouissage et sollicité sous plusieurs vitesses de déformations. Des observations réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage ont permis de mettre en évidence la présence de cupules qui caractérisent une rupture ductile du fil.

Dans un second temps, nous nous intéressons à l'étude de l'influence de valeurs extrêmes du cône de travail afin de mettre en évidence les situations sévères de tréfilage sur la génération de défauts internes. Cette étude expérimentale permet de produire une situation de tréfilage avec le choix d'un angle de cône de travail important ($\alpha=15^\circ$) conduisant à la création de défauts de type « chevrons » dans la partie centrale du fil.

Ensuite, des simulations numériques sont menées pour la prise en considération de l'endommagement du fil de cuivre en utilisant le modèle découplé de Cockcroft Latham pour prédire la localisation et la forme des défauts, observés expérimentalement.

Enfin une simulation de la présence d'une inclusion dans le fil pendant la déformation est étudiée pour déterminer des critères de forme d'inclusion minimisant le risque de rupture.

Le chapitre V présente un aperçu bibliographique portant sur les mécanismes d'usure des outils de mise en forme. Il permet de mettre en évidence des hypothèses sur les causes probable de l'usure des filières pendant le tréfilage. Ensuite, le suivi de l'usure des filières, en carbure de tungstène, est abordé de façon expérimentale pour trois types de matériaux tréfilés: un alliage d'aluminium 6101 (AGS), un aluminium 1310 et un cuivre. Différentes conditions de lubrification ont été testées.

Index

α	Angle du cône de travail de la filière [$^{\circ}$ ou rad]
λ	Allongement du fil
C	Capacité calorifique du fil
K_F	Conductivité thermique de la filière [W/m.K]
σ_{eq}	Contrainte équivalente de Von Mises
σ_m	Contrainte hydrostatique
σ_0	Limite initiale d'élasticité
σ_1	Contrainte principale maximale
μ	Coefficient de frottement (Coulomb)
m	Coefficient de frottement (Tresca)
ν	Coefficient de Poisson
k	Conductivité thermique [W/m $^{\circ}$ K]
σ_f	Contrainte dans le fil à la sortie de l'outil [Pa]
τ	Contrainte de cisaillement ou cission de frottement moyenne, telle que $\tau = \frac{m\sigma_0}{\sqrt{3}}$ (Tresca)
σ_b	Contrainte de contre traction [Pa]
ε	Déformation
ε_r	Déformation équivalente à la rupture
ε_{eq}^P	Déformation plastique équivalente
s	Déviateur des contraintes
a	Diffusivité thermique du fil $a = \frac{k}{\rho C}$ [m 2 /s]
h	Dureté du matériau des filières [Vickers]

Index

b	Effusivité thermique [$\text{J.m}^{-2}.\text{C}^{-1}.\text{s}^{1/2}$]
ϕ	Flux superficiel
ϕ_f	Flux de chaleur extrait par la filière
σ_0	Limite d'élasticité du matériau du fil [Pa]
L	Longueur de la zone cylindrique de l'outil [m]
ρ	Masse volumique du fil [kg.m^{-3}]
E	Module de Young [Pa]
p	Pression de contact
W_f	Puissance appliquée due à l'effort d'étirage [W]
W_b	Puissance due à la tension dans le fil à l'entrée de l'outil (back drawing force) [W]
W_i	Puissance due à la déformation plastique interne [W]
R_i	Rayon initial du fil [m]
R_f	Rayon final du fil [m]
r	Réduction de section du fil
$\dot{\epsilon}_e$	Tenseurs taux de déformation élastique [s^{-1}]
$\dot{\epsilon}_{pl}$	Tenseurs taux de déformation plastique [s^{-1}]
$T_{f(i)}$	Tension dans le fil à l'entrée du cabestan (effort de tréfilage), pour la filière i [N]
$T_{b(i)}$	Tension dans le fil à la sortie du cabestan [N]
T_a	Température ambiante [$^{\circ}\text{C}$ ou K]
T_f	Température de fusion [$^{\circ}\text{C}$ ou K]
T_s	Température moyenne d'interface fil-filière
T_i	Température initiale [$^{\circ}\text{C}$ ou K]
T_s	Température superficielle du fil [$^{\circ}\text{C}$ ou K]
Ψ	Travail redondant
V_i	Vitesse d'entrée [m/s]
V_f	Vitesse et de sortie du fil [m/s]
V_g	Vitesse de glissement [m/s]
v	Vitesse de tréfilage [m/s]

Chapitre I : Revue bibliographique

L'objectif de ce chapitre « revue bibliographique » est de présenter l'état de l'art associé au procédé de mise en forme à froid par tréfilage, qui consiste à étirer un fil métallique en plusieurs passes en réduisant son diamètre progressivement au travers d'outils appelés filières.

Dans un premier temps nous présentons une description du procédé de tréfilage : outils de mise en forme, principaux paramètres influents, les différentes approches mécaniques existantes. Ensuite, nous rappelons quelques notions portant sur le comportement et l'endommagement des fils.

CHAPITRE I :	REVUE BIBLIOGRAPHIQUE	14
I.1	PROCÉDÉ DE TRÉFILAGE : DÉFINITION, PARAMÈTRES INFLUENTS.	15
I-1.1	Description du procédé de mise en forme	15
I-1.2	Outil de mise en forme : La filière	17
I-1.3	Matériaux mis en forme.....	20
I-1.4	Modélisation phénoménologique du tréfilage : principaux paramètres :.....	24
I-1.5	Contact fil-filière : Frottement et lubrification.....	46
I.2	EFFETS THERMIQUES PENDANT LA MISE EN FORME :	49
I.3	COMPORTEMENT ET ENDOMMAGEMENT DU FIL.....	54
I-3.1	Théorie de la plasticité.....	54
I-3.2	Phénomène d'endommagement.....	64

I.1 Procédé de tréfilage : définition, paramètres influents.

I-1.1 Description du procédé de mise en forme

Le tréfilage^{1,2,3} est l'un des procédés de mise en forme à froid les plus utilisés dans le milieu industriel, en particulier dans le secteur électrique et pour la fabrication de fils métalliques. Le processus consiste à étirer un fil, en plusieurs passes, en réduisant progressivement son diamètre à travers des filières, sous l'action d'une traction continue. La déformation du métal, résulte de l'application d'un champ de contrainte pour provoquer un écoulement plastique, de façon à obtenir une géométrie donnée. Cette mise en forme du fil au cours de l'étirage à travers les filières provoque une modification générale des propriétés mécaniques. Les variations de ces propriétés en fonction de l'écrouissage sont exploitées de façon à obtenir pour une géométrie donnée, des propriétés mécaniques souhaitées, un état de surface déterminé et une qualité de fil requise.

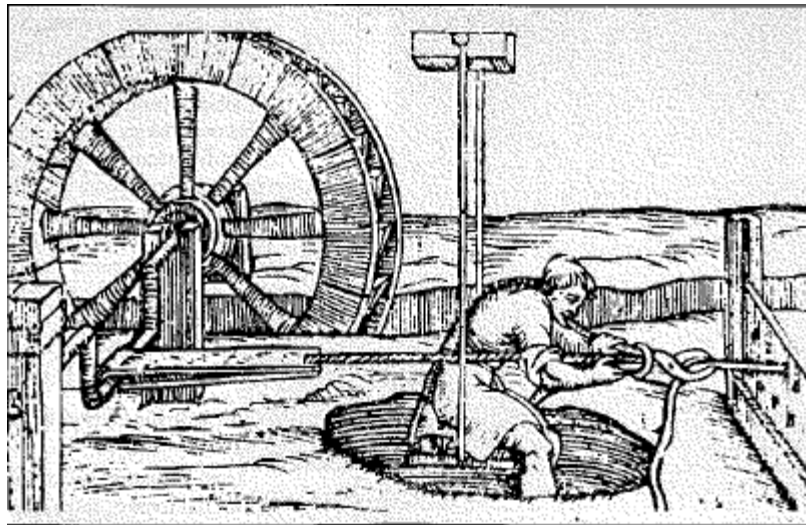


Figure 1. Premières tréfileuses apparues en Europe⁴

¹ N. Yu, J.P. Le Roy, *Tréfilage des fils cuivreux ultra-fins*, Technique de l'ingénieur M646, 1995

² G. Simonnet, *Tréfilage de l'acier M645*, In *Traité des matériaux métalliques*, Techniques de l'Ingénieur, 1996

³ R. Nossent, R. Charpigny, *Mise en forme de l'aluminium*, Technique de l'ingénieur M652, 1997

L'ensemble du matériel de tréfilage comporte trois éléments, schématisés figure 2 :

- Un dispositif de dévidage du fil,
- Une tréfileuse mono ou multi passes, mono ou multi fils,
- Un dispositif de récupération du fil écroui.

Dans une machine de tréfilage multi passes, le fil est tracté, entre chaque filière, par des cônes (cabestans) qui transmettent la force nécessaire au tréfilage par frottement. Le fil, les filières, et les cabestans sont complètement immergés (ou arrosés) dans un bain d'huile ou d'émulsion d'huile qui joue le rôle de lubrifiant et d'échangeur thermique.

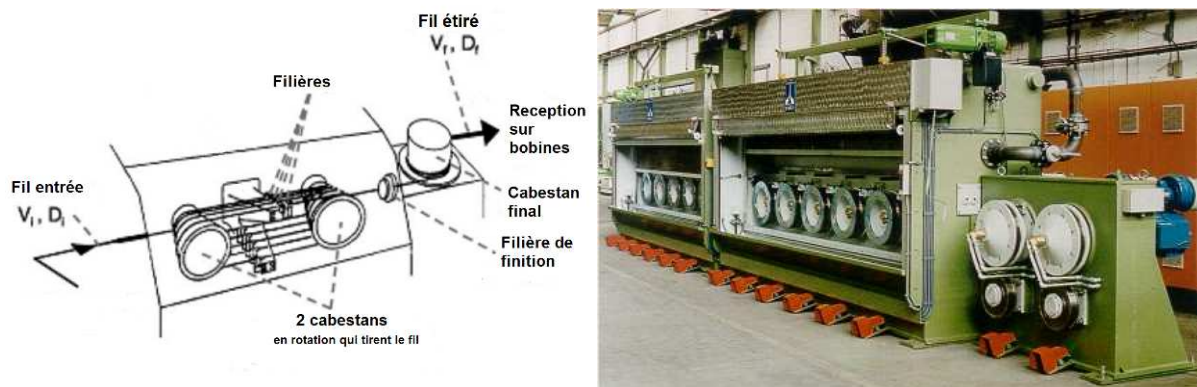


Figure 2. Schéma et machine multipasses

Le matériau de départ utilisé pour le tréfilage est appelé fil machine, de diamètre de l'ordre de 8mm pour le cuivre et ses alliages et 9.5mm pour l'aluminium et ses alliages. Le fil machine provient du laminage à chaud d'une barre de coulée produite par coulée continue et se présente, généralement, sous forme de bobines (coils).

Le fil provision, à l'entrée de la tréfileuse, passe par un outil (filière). A la sortie d'une filière le fil est enroulé autour du cabestan afin de le tracter. Quand l'effort de traction nécessaire au passage dans l'outil est atteint, le fil se tend et se déplace à la même vitesse que celle du cabestan, en absence de glissement.

Dans une machine multipasses, la vitesse linéaire du fil augmentant au fur et à mesure que le fil s'allonge, chaque cabestan doit avoir une vitesse linéaire plus importante que le précédent. Il est ainsi possible d'obtenir une large gamme de vitesses, de quelques mètres par secondes à l'entrée jusqu'à des vitesses de 20 à 40 m/s selon le diamètre final.

⁴ H. Pops, *Processing of wire from antiquity to the future*. Wire Journal International June 2008

Il existe différents types de machines selon les sections de fils en cuivre ou aluminium, souhaitées, par exemple :

- Les tréfileuses de tête qui permettent une réduction du diamètre du fil machine jusqu'à un diamètre compris entre 1 et 5 mm. Généralement ces tréfileuses sont monofilaires ou bifilaires, pouvant réaliser jusqu'à 13 passes de tréfilage,
- Les tréfileuses fils moyens et fins, généralement multi fils à 21 passes, (de 8 à 48 fils tréfilés simultanément), permettent de réduire le fil provision jusqu'à un diamètre minimum de 0,15 mm,
- Les tréfileuses pour fils extrafins sont généralement des mono fil et permettent d'atteindre des diamètres inférieurs à 40 μ m.

La vitesse du fil après la dernière réduction peut varier de 20 à 40 m/s suivant le diamètre du fil obtenu.

Des traitements thermiques sont mis en œuvre, après tréfilage, pour obtenir des fils présentant une structure adaptée au retréfilage (« en reprise ») ou aux déformations ultérieures, pour supprimer l'effet de l'érouissage et adoucir le fil (recuit) ou encore pour communiquer au fil des caractéristiques particulières (allongement, structure micrographique...). Les opérations de recuit sont effectuées, généralement en ligne pour le cuivre grâce à un recuiseur par effet joule. Pour l'aluminium, les fours de recuit peuvent être de types statiques (couronnes, bobines) ou à passage (fours pouvant atteindre 20m de longueur).

Les fils conducteurs sont ensuite assemblés, câblés ou tressés, sous forme de torons ou de tordons selon l'utilisation et la fonction du câble souhaitées.

I-1.2 Outil de mise en forme : La filière

Elle se compose de deux parties : un noyau, très dur, qui va assurer la réduction du diamètre du fil et une monture en acier qui maintient le noyau et lui permet de résister aux fortes pressions développées au cours du tréfilage.

Le tréfilage des gros fils (>1.8mm) se fait le plus souvent avec des filières en carbure de tungstène lié cobalt, ayant pour composition approximative : Cobalt 8%, Tungstène 87%, Carbone 5% . Généralement utilisée, en tréfilage de tête, pour certains matériaux comme l'aluminium, sa qualité est exprimée par sa dureté (par exemple 2000 Vickers). Industriellement, le carbure de tungstène présente comme inconvénient une usure rapide mais une maintenance des filières rapide et peu coûteuse.

Pour les fils plus fins, les noyaux des filières sont constitués (tableau 1) :

- de diamants monocristallins (MD), cristallisés sous des pressions et températures très élevées, utilisés pour le cuivre en général pour des petits diamètres inférieurs à 0,50 mm et permet d'obtenir, grâce à un glaçage excellent, un bon état de surface. Industriellement, le diamant (MD) présente comme avantage bonne résistance à l'usure ainsi qu'une maintenance des filières rapide et peu coûteuse.
- d'une masse synthétisée très dure de cristaux de diamant, noyaux poly cristallins (PCD), utilisés pour des diamètres supérieurs à 0,50 mm. Généralement utilisés pour le tréfilage du cuivre et des alliages d'aluminium. Industriellement, le PCD présente comme avantages une grande résistance à la fracture, une durée de vie importante mais une maintenance des filières difficile et coûteuse.

Matière constitutive du noyau	Matériau tréfilé	Utilisation et propriétés
Carbure de tungstène (WC)	Aluminium	Faible quantité Peu abrasif
Diamant Poly cristallins (PCD)	Alliage d'aluminium Cuivre $\varnothing \geq 0.5\text{mm}$	Grande quantité
Diamant naturel ou synthétique (ND ou SD)	Cuivre $\varnothing < 0.5\text{mm}$	Coefficient friction inférieur à celui du PCD

Tableau 1. Noyau – utilisation et propriétés

D'une façon générale, la géométrie d'une filière est définie par quatre zones principales, constituées d'une succession de formes de révolution (figures 3 et 4) :

- Un cône d'entrée jouant le rôle d'un entonnoir d'engagement, de répartiteur et d'entraîneur de lubrifiant,
 - Un cône de travail, de demi-angle α , dans lequel s'effectue la réduction de section par déformation inhomogène progressive du fil,
 - Une portée cylindrique qui calibre le diamètre du fil,
 - Un cône de sortie qui décharge progressivement la filière des efforts et permet l'évacuation du lubrifiant,
 - Le « Back relief »- angle non représenté sur les figures suivantes - entre la portée calibrante et le cône de sortie permet de ne pas blesser mécaniquement le fil lors de l'arrêt de la machine et le léger recul du fil dans la filière.
-

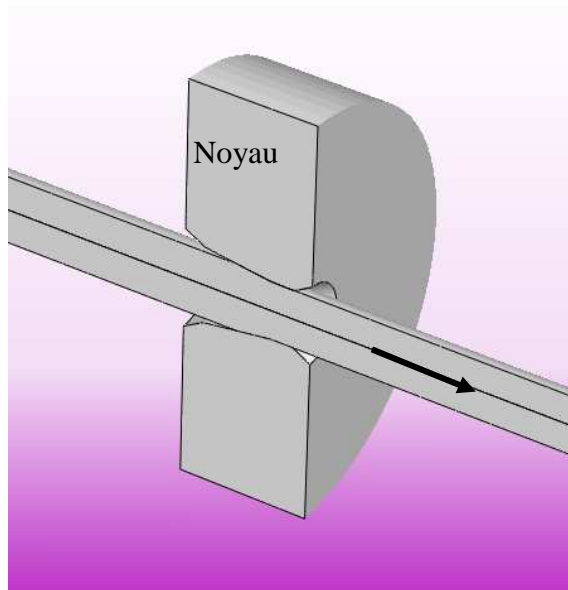


Figure 3. Fil et Filière pendant la déformation

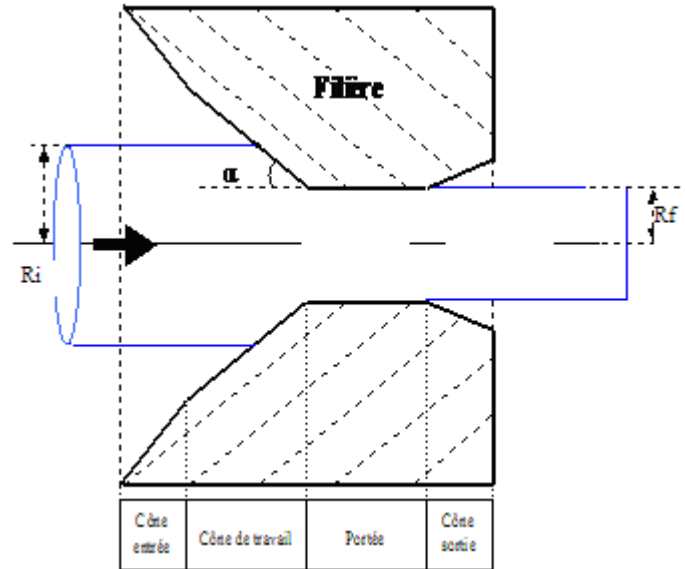


Figure 4. Coupe - Géométrie conventionnelle, zones constituantes

Les figures 3 et 4 permettent de définir des grandeurs géométriques et mécaniques utilisées pour décrire le tréfilage ; Avec α , l'angle de travail, la portée cylindrique de longueur L

- L'allongement du fil λ . La conservation du volume, entre l'entrée et la sortie de filière, au cours de la déformation plastique permet d'écrire que $Section_i \cdot L_i = Section_f \cdot L_f$. Nous avons alors

$$\lambda = \frac{L_i}{L_f} = \left(\frac{R_i}{R_f} \right)^2 \tag{1}$$

Avec L_i L_f : les longueurs initiales et finales de fil et R_i , R_f rayons initial et final de fil.

- La réduction du fil r

$$r = 1 - \left(\frac{R_f}{R_i} \right)^2 \tag{2}$$

- La déformation

$$\varepsilon = \ln(\lambda) = 2 \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \tag{3}$$

Le tableau 2 présente la fonction des différentes zones ainsi que les différentes valeurs recommandées^{5,6}. Ces différents résultats seront repris plus en détail lors de l'étude de l'influence de chaque paramètre.

Zone et fonction	Valeurs recommandées
Angle du cône de travail 2α : Réduction de section du fil Poli miroir pour limiter les frottements et assurer un bon état de surface au fil	De 16° à 22° pour le cuivre De 12 à 14° pour les alliages d'aluminium
Longueur du contact fil filière	72 à 100% du diamètre de la portée cylindrique
Longueur du cône de travail	2 fois la longueur du contact fil filière
Cône d'entrée : admission du lubrifiant	Valeur précise non requise $65^\circ \pm 20^\circ$
Longueur de la portée cylindrique, calibration du fil réduit	Filière PCD : de 15 à 20 % du diamètre
Longueur de la portée cylindrique	Filière Diamant de 30 à 50 % du diamètre
Raccordement du cône de travail et de la portée Rayon de raccordement d	$R_f/d \sim 2,5$
Back relief raccord entre portée cylindrique	$25^\circ \pm 5$ et 15 % du diamètre
Angle de sortie	40 à 90°

Tableau 2. Valeurs généralement utilisées industriellement⁵

I-1.3 Matériaux mis en forme

I.1.3.1 Classification et usage

Les fils métalliques peuvent, en général, être classés en quatre catégories suivant leur diamètre (tableau 3). Les techniques de tréfilage (machine, outillage, conditions de tréfilage, etc.) diffèrent plus ou moins d'une catégorie à une autre. Dans le tableau 4, sont données, sans être exhaustives, les familles de fils ultra-fins que l'on sait fabriquer aujourd'hui, ainsi que leurs applications.¹

⁵ M. Saurel, *Best practice in Wire drawing*, Rapport interne Nexans 2005

⁶ B. Avitzur, *Flow through conical converging dies*, Handbook of metal forming, John Wiley & Sons, Inc., NY chap3 March 1983 1020 pp

Dénomination	Diamètre en [mm]
Fil machine	Cuivre 8 - Aluminium 9,5
Gros fil	1,63 à 5
Fil intermédiaire	0,40 à 1,63
Fil fin	0,10 à 0,40
Fil ultrafin	Inférieur à 0,10

Tableau 3. Classification des fils suivant leurs diamètres.

Métal et alliage	Diamètre minimal [µm]	Résistance mécanique [MPa]	Exemples d'application
Ni et ses alliages	10	420 à 1100	Elément thermique et mécanique de précision : résistance, ressort.
Ti et ses alliages	20	350 à 930	Implants chirurgicaux, fils à souder.
Aciers inoxydables	10	500 à 800	Câbles ressorts, tissus à usage médical.
W et ses alliages	5	600 à 3000	Filaments de lampe et de tubes.
Cu et ses alliages	10	240 à 1080	Conducteurs électriques.
Métaux précieux (Ag, At, Pt)	10	120 à 330	Bobinage, éléments thermiques de précision : sondes, fusible.

Tableau 4. Quelques familles de fils ultrafins ainsi que leurs principales applications.

I.1.3.2 Ecouissage et traitement thermique

La déformation du fil au cours de l'étirage à travers la filière provoque une modification générale de ses propriétés. La variation des caractéristiques mécaniques : résistance, limite d'élasticité, allongement, striction, retient tout particulièrement l'attention du tréfileur¹ La déformation plastique par tréfilage entraîne un écouissage qui se traduit par :

- Une augmentation de la limite élastique du fil tréfilé,
- Une augmentation de sa charge de rupture,
- Une diminution de la ductilité des fils tréfilés.

Si on prend l'exemple⁷ d'un fil de cuivre ETP1 de diamètre initial 8mm et de diamètre final 2mm, sa résistance à la traction augmente de 234 à 438MPa et la déformation à la rupture A%

⁷ D. Leroux, Rapport d'étude interne Nexans, 1994

chute de 51 à 2%. La figure 5 présente les évolutions de propriétés mécaniques pour chaque passe de tréfilage correspondant à une réduction de section par passe de tréfilage de 20%.

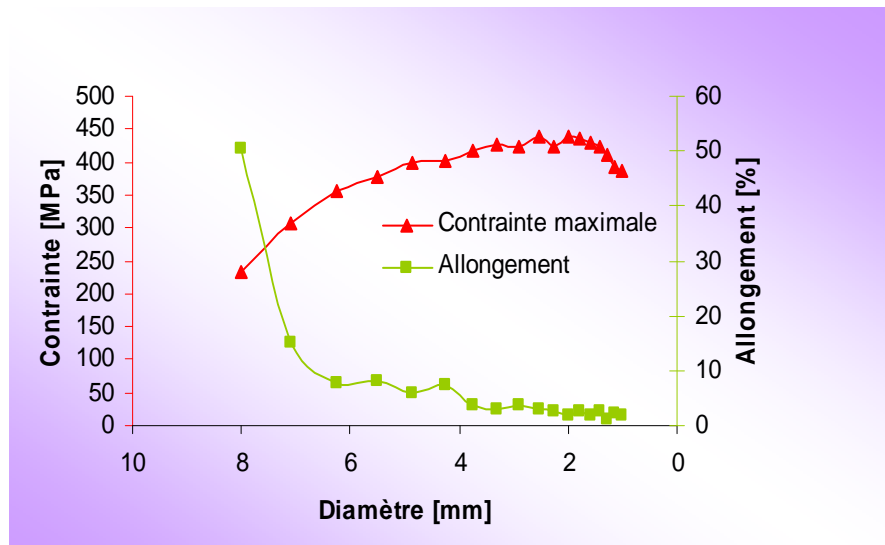


Figure 5. Evolution des propriétés mécaniques du cuivre ETP1 en fonction de l'écroutissage – diamètre décroissant-⁷

Au tréfilage, le comportement d'un fil est fonction de la nature de l'alliage qui le constitue et de son état métallurgique. Lorsque la limite d'écroutissage est atteinte, il est nécessaire de faire un traitement thermique de recuit qui redonne de la ductilité au fil afin de poursuivre le tréfilage. Sur le plan de la structure micrographique, le recuit se traduit par la transformation de la structure écroutie fibrée en structure recristallisée. La figure 6 illustre ce propos pour un fil de cuivre tréfilé d'un diamètre initial 8mm jusqu'à 2mm avant et après traitement thermique (2 heures à 200°C).

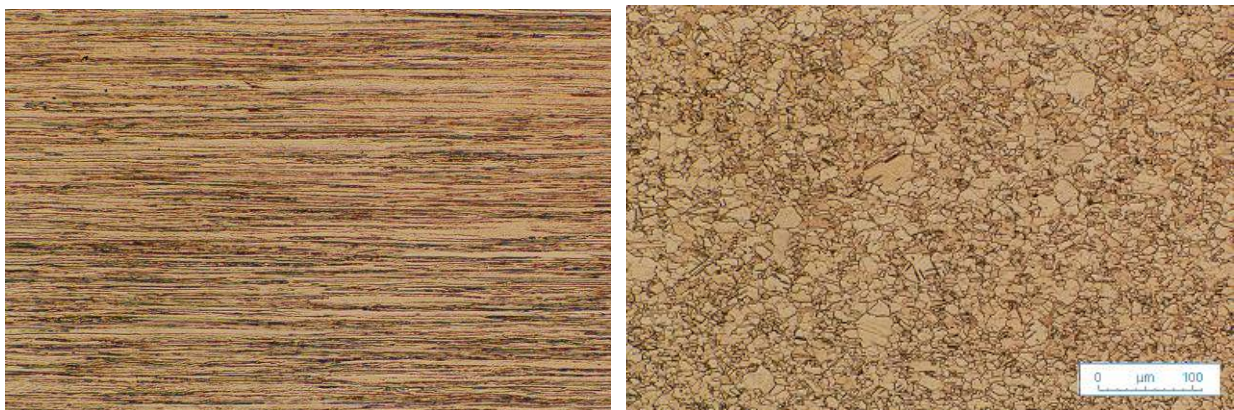


Figure 6. Structure micrographique -Cuivre écroui de 8 à 2 mm avant et après traitement thermique

La figure 7 montre la différence de structure d'un fil de cuivre non écroui ($\varnothing 8\text{mm}$) et d'un fil durci par écrouissage par tréfilage jusqu'à un diamètre de 1,80mm.

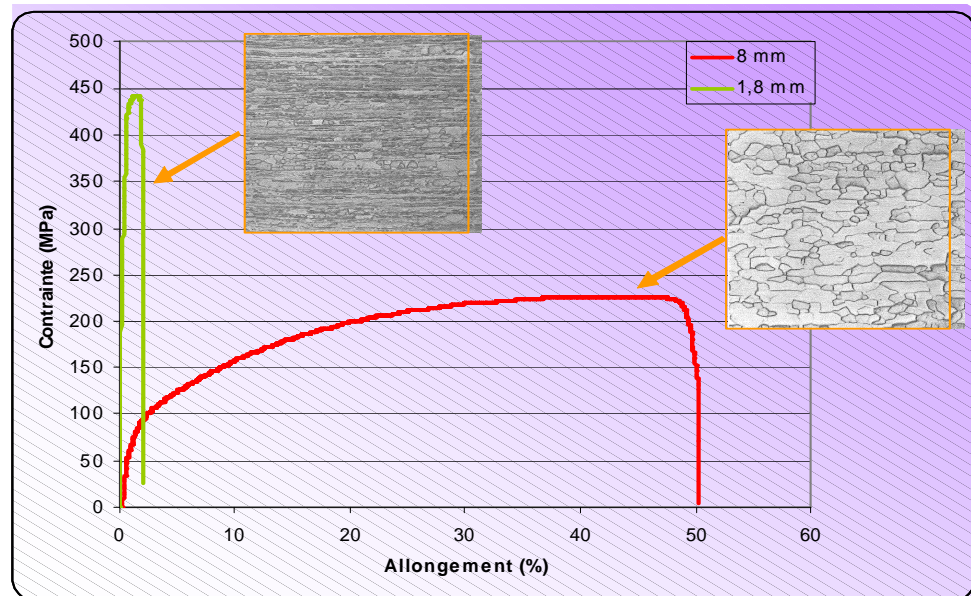


Figure 7. Cuivre ETP durci par écrouissage_ tréfilage de 8mm à 1,8mm- Contrainte- Allongement- Microstructure associée⁷

Le matériau et surtout son aptitude à la déformation sont des paramètres importants, les limites d'écrouissage et les comportements changeants pendant la mise en forme nous laisse présager que les préconisations des valeurs optimales du procédé de tréfilage (géométrie, lubrification, réduction...) ne pourront pas être généralisées mais spécifiques pour chaque matériau dans un état métallurgique donné.

I.1.3.3 Qualité de la matière tréfilée

La qualité du fil et son aptitude au tréfilage dépendent de son état métallurgique. La présence d'inclusions a une importance toute particulière dans les casses du fil. Le problème est accentué pour le tréfilage de fils ultrafins (inférieur à 0.1mm). Les inclusions peuvent être constituées d'oxydes ou éléments carbonés apparaissant pendant la coulée, fragments de briques réfractaires ou d'outils de mise en forme (Eléments fer, ou Chrome ou Silicium) ou d'oxydes d'aluminium. Certaines inclusions dures (oxyde d'aluminium ou de manganèse) restent stables

jusqu'à de très grandes déformations du matériau du fil. Ces inclusions sont critiques et à l'origine de casses de fils. La figure 8 présente les principales causes de casses de fil en cuivre pendant le tréfilage⁸.

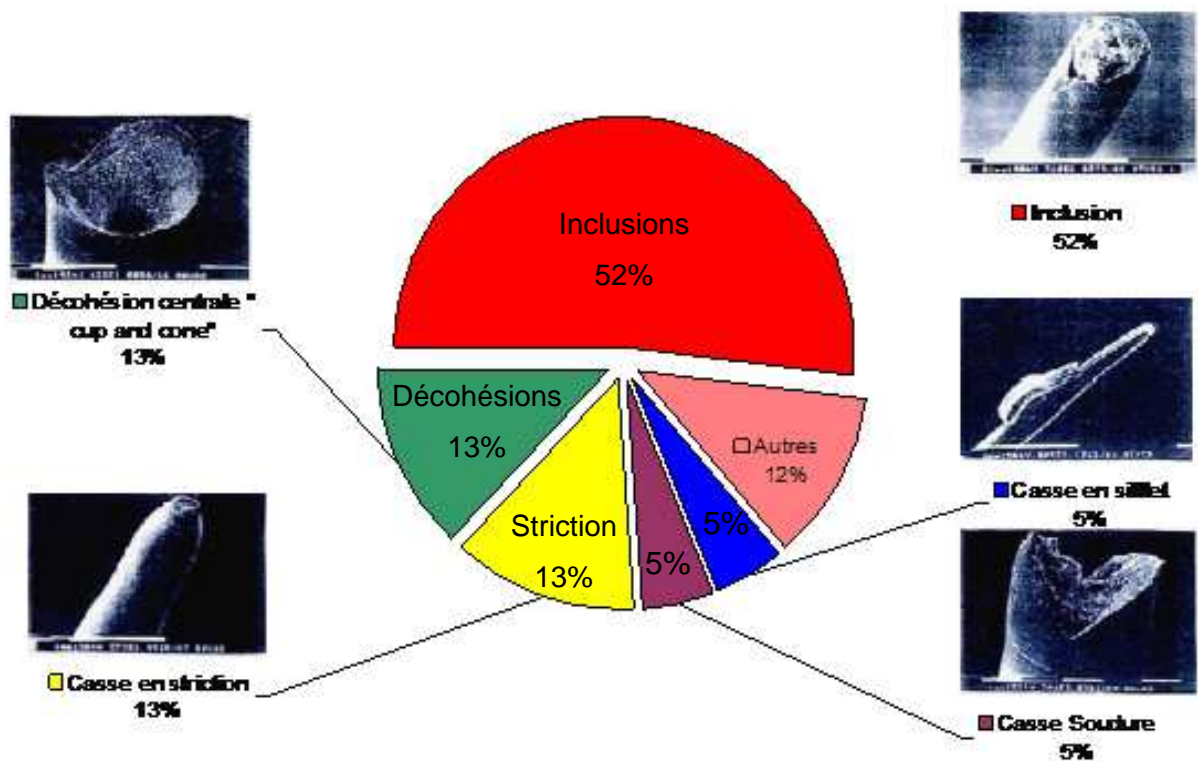


Figure 8. Répartition des causes de casses pendant le tréfilage du cuivre⁸

I-1.4 Modélisation phénoménologique du tréfilage : principaux paramètres

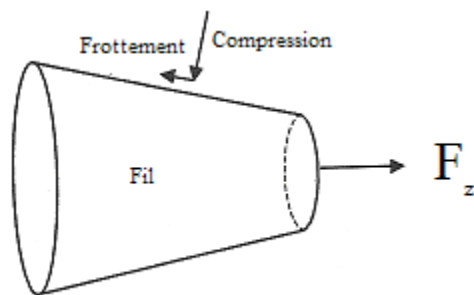
On s'intéressera dans cette partie, aux différents paramètres du processus qui influent sur le procédé et sur les différentes modélisations effectuées en vue d'optimiser à la fois la forme des filières et les différents paramètres du tréfilage.

Ainsi, on s'intéressera d'abord aux outils de mise en forme, à leur géométrie, à l'angle du cône de travail, à la portée calibrante, au taux de réduction, puis aux paramètres lubrification, matériau (qualité de surface ou présence de défauts), vitesse, interaction avec les cabestans ...

⁸ C. Raskin, J. Jensen, Copper Wire breaks – another view, Wire Journal International, 1998 p 80-86

I.1.4.1 Description des efforts appliqués sur le fil pendant la mise en forme

Le fil est tiré au travers de la filière par une force de traction. L'écoulement plastique du métal est rendu possible par l'action combinée de la traction axiale et de la compression radiale imposée par la filière. A l'interface fil-filière, s'exerce en plus de la pression latérale imposée par la filière et un cisaillement fonction des conditions de frottement. La force nécessaire pour tréfiler le fil est donc la somme de la force nécessaire pour déformer plastiquement le fil et de la force nécessaire pour vaincre le frottement. La contrainte de tréfilage peut donc s'écrire sous la forme (4.) :



$$\sigma_f = \frac{F_z}{\pi R_f^2} = \sigma_{\text{Déformation plastique}} + \sigma_{\text{frottement}} \quad (4.)$$

La contrainte de tréfilage σ_f , est donc fortement dépendante :

- De la géométrie de la filière : la valeur de l'angle du cône de travail de la filière et la longueur de sa portée calibrante vont conditionner la surface de contact entre le fil et augmenter la part du frottement,
- Des propriétés mécaniques du fil et plus particulièrement de sa contrainte d'écoulement,
- Des conditions de frottement à l'interface fil-filière via l'utilisation d'un lubrifiant.

Différentes études ont été conduites pour modéliser l'écoulement d'un fil à travers des filières coniques. En passant dans la filière, le fil est déformé plastiquement et frotte contre le cône de travail. La portion calibrante (portée cylindrique pour des fils ronds) induit également des pertes par frottement mais est nécessaire pour la calibration et la stabilité du diamètre du produit fini. En tréfilage, le frottement n'a qu'un rôle parasite et sa minimisation ne présente que des avantages. On peut noter que la contrainte d'étirage ne peut pas dépasser la contrainte d'écoulement plastique du matériau sous peine de rupture par striction du fil formé.

I.1.4.2 Modèles analytiques :

A défaut de solution mathématique rigoureuse, étant donnée la complexité de la prise en compte de la rhéologie du lubrifiant, des différents couplages thermo mécaniques, des formules ont été établies, donnant des valeurs approchées des forces nécessaires au tréfilage et du niveau de frottement qui en découle. On se propose dans cette partie d'explicitier les différents modèles analytiques ou phénoménologiques qui prennent en compte les différents paramètres. Il faut distinguer les méthodes analytiques des méthodes numériques.

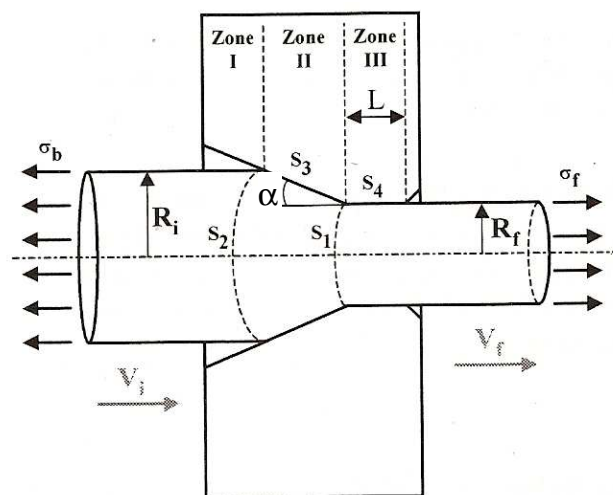


Figure 9. Schématisation du contact entre le fil et outil.

Les variables de l'analyse de l'écoulement représenté figure 9, sont les suivantes : l'angle du cône de travail α de l'outil, le rayon initial R_i et final R_f du fil, la vitesse d'entrée V_i et de sortie V_f du fil, la limite d'élasticité du matériau du fil σ_0 , la contrainte dans le fil à la sortie de l'outil σ_f , la contrainte dans le fil à l'entrée de l'outil ou contrainte de contre traction σ_b , le coefficient de frottement μ ou m et la longueur de la zone cylindrique L de l'outil

Méthode des tranches.⁹

La méthode consiste à considérer le fil découpé en tranches cylindriques infinitésimales d'épaisseur dz dont l'axe z est la direction de tréfilage. Chaque tranche est soumise à une traction

⁹ G. Sachs, *Plasticity problems in metals*. Transactions of the Faraday Society, vol.24, 1928,p.84- 92

axiale, à une pression et à une scission de frottement. La résolution des équations d'équilibre nécessite de prendre en compte le critère de plasticité et de choisir une condition de frottement.

Rechercher une loi de frottement adaptée à un cas d'écoulement plastique, c'est chercher une relation liant localement ou globalement la contrainte tangentielle (τ) ressentie par l'interface aux paramètres du contact. L'identification des différents paramètres résulte d'une description des conditions mécaniques et thermiques régnant dans le contact et de la nature physico-chimique des trois corps en présence (filières, fil et lubrifiant).

Ces différents paramètres du contact sont :

- la vitesse de glissement V_g , la pression de contact p et la température T en ce qui concerne les variables thermomécaniques,
- la rhéologie des corps en contact : le module d'élasticité linéaire longitudinal E , le coefficient de Poisson ν et la contrainte d'écoulement plastique τ_0 ,
- la rhéologie du troisième corps : par exemple, la viscosité en fonction du taux de cisaillement dans le cas d'un lubrifiant,
- les propriétés des surfaces : rugosité, composition chimique, énergie de surface,
- le temps.

Par contre, la complexité de la réalité due à l'interdépendance de ces différents paramètres rend illusoire la recherche d'une loi de frottement prenant en compte l'influence de tous ces différents paramètres. Cette dernière ne peut guère être schématisée que par une loi exprimant une scission de frottement en fonction d'une des variables dont l'influence est prépondérante : contrainte normale ou pression de contact pour *la loi de Coulomb*, contrainte d'écoulement du produit pour *la loi de Tresca*. Ces deux lois de type plastique introduisent la notion de seuil de glissement, c'est-à-dire qu'il existe une force de traction tangentielle minimale à appliquer pour qu'un glissement visible se produise (figure 10). Une fois ce seuil de glissement atteint, la contrainte de cisaillement est astreinte à conserver le même module. Tant que $\tau < \tau_c$ le contact est collant ($V_g=0$) et brusquement, lorsque τ atteint τ_c , le contact devient glissant ($V_g \neq 0$). Il existe donc un domaine interdit pour $\tau > \tau_c$.

La loi de Coulomb

La plus connue des lois de frottement est celle d'Amontons (1699) reprise de façon plus complète par Coulomb (1785). Elle traduit directement la pratique expérimentale et donne l'expression de la contrainte tangentielle τ :

$$\tau = \mu p$$

Le coefficient de frottement de Coulomb μ est constant et la contrainte de cisaillement τ est proportionnelle à la pression de contact p . Si l'un des corps est plastique incompressible, τ ne peut être supérieure à la contrainte de cisaillement maximale admissible par le matériau τ_{\max} . Si on considère la contrainte de cisaillement maximale admissible selon le critère de plasticité de Von Mises, τ_{\max} vaut $\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$, avec σ_0 qui est la contrainte d'écoulement plastique du matériau.

La loi de Tresca

Une autre formulation partielle est due à Tresca. (1865) et part de la remarque que la contrainte tangentielle de frottement est forcément proportionnelle à la contrainte maximale de cisaillement τ_{\max} que peut supporter le matériau. On a donc une contrainte de cisaillement constante indépendante de la pression de contact et proportionnelle à la contrainte d'écoulement du matériau : $\tau = m \tau_{\max}$ avec $0 < m < 1$. Si l'on considère la contrainte de cisaillement maximale admissible selon le critère de plasticité de Von Mises, on obtient :

$$\tau = m \left(\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \right)$$

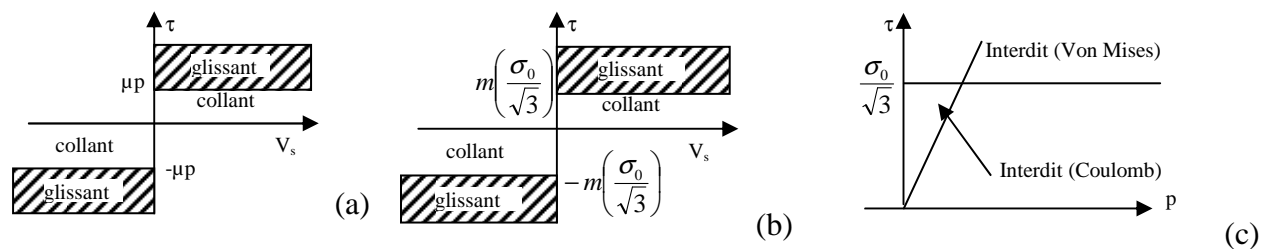


Figure 10. Représentation de la contrainte de cisaillement en fonction de la vitesse de glissement selon Coulomb (a) et Tresca (b) et en fonction de la pression selon Coulomb (c).

Si une contre traction σ_b est exercée, l'expression de la contrainte de tréfilage en sortie de filière σ_f est donc:

- Avec un frottement de Coulomb μ :

$$\sigma_f = \sigma_b \lambda^{-\mu \cotan(\alpha\alpha)} + \sigma_0 \left(1 + \frac{1}{\mu \cotan(\alpha\alpha)} \right) \left(1 - \lambda^{-\mu \cotan(\alpha\alpha)} \right)$$

- Avec un frottement de Tresca m :

$$\sigma_f = \sigma_b + \sigma_0 \ln \left(\lambda n \left(1 + \frac{m}{\sqrt{3}} \cotan(\alpha\alpha) \right) \right)$$

Cette méthode élémentaire est en fait insuffisante car la comparaison avec les résultats expérimentaux de Wistreich¹⁰ indique que la contrainte de tréfilage ainsi calculée est sous-estimée et ne rend pas compte de l'existence d'un minimum de force lorsque l'angle varie (figure 11).

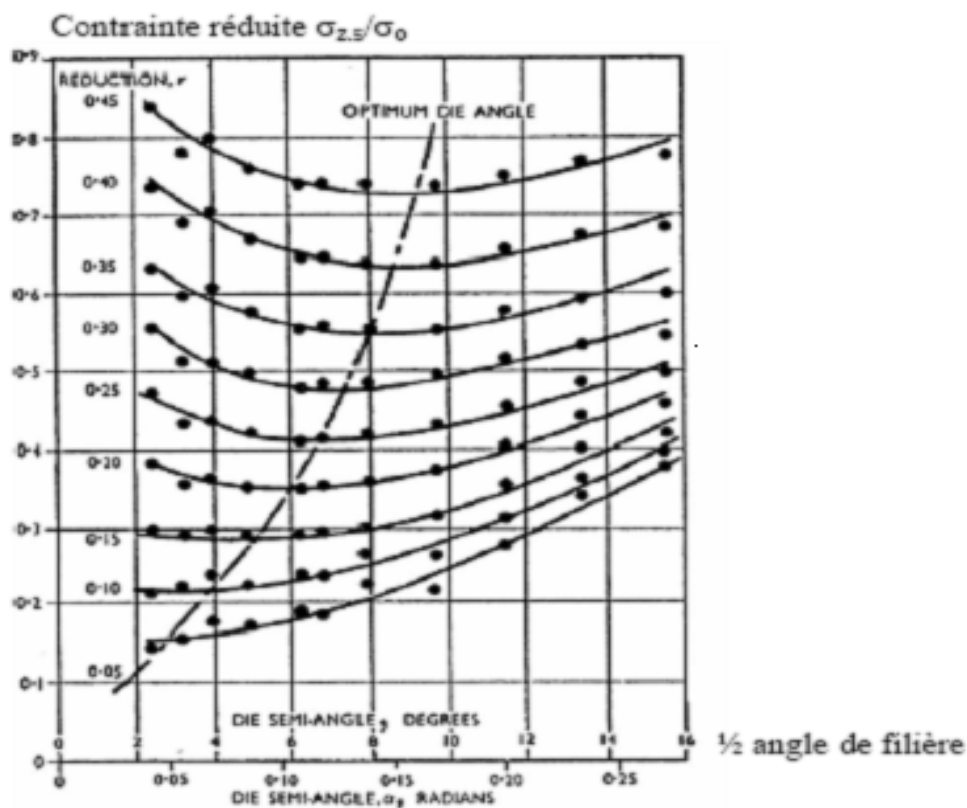


Figure 11. Influence de la réduction et de l'angle de filière sur la contrainte de tréfilage¹⁰

¹⁰ J.G. Wistreich, *Investigation of the mechanics of wire drawing*, Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1955, p.654-678

La notion de travail redondant a été introduite pour expliquer pourquoi la déformation du métal, induite par la réduction du fil, peut être supérieure à la déformation homogène attendue.

D'un point de vue physique, cela s'explique par une discontinuité de vitesse aux limites de la zone de travail. Pour une réduction donnée, cet effet est d'autant plus marqué que l'angle de travail de la filière est grand. Johnson et Rowe¹¹ ont estimé le travail redondant en réalisant un certain nombre d'essais de tréfilage pour quantifier l'influence des lubrifiants, de plusieurs taux de réductions et de plusieurs valeurs d'angles de travail. La mesure de la force de tréfilage et sa comparaison avec celle fournie par la méthode des tranches leur a permis de proposer une expression semi-empirique du travail redondant Ψ telle que :

$$\Psi = 0.88 + 0.195 \left(\frac{R_i + R_f}{R_i - R_f} \right) \left(\frac{1 - \cos(\alpha)}{2 \sin(\alpha)} \right) \quad (5.)$$

Méthode des tranches modifiée

Dans son approche critique, Felder¹² compare ces différents modèles (méthode des tranches, méthode Johnson et Rowe et méthode de la borne supérieure) et aboutit à la conclusion que l'expression de la contrainte la plus adaptée et la plus représentative des résultats expérimentaux est la suivante :

$$\sigma_f = \sigma_b + \sigma_0 \ln(\lambda) \left(\psi + \frac{m}{\sqrt{3}} \cotan(\alpha) \right) \quad (6.)$$

$$\Psi = \max \left[1; 0.88 + 0.19 \left(\frac{\sqrt{\lambda} + 1}{\sqrt{\lambda} - 1} \right) \tan \alpha \right] \quad (7.)$$

Analyse de Siebel¹³

Depuis les travaux de Smith (1886) portant sur le flux du métal lors du tréfilage, plusieurs investigations expérimentales, analytiques et numériques ont été menées pour étudier ce procédé. Siebel (1947) considère que les déformations subies par le fil lors du tréfilage résultent

¹¹ R.W. Johnson, and G.W. Rowe, *J. Inst.Met.*, vol.96, 1968, p.97

¹²E. Felder, *Evaluation of the influence of redundant work and friction in wire drawing*. Annals of the CIRP.25,1, 1976

essentiellement de trois composantes: Une déformation homogène (dépendant essentiellement de la réduction de section dans la partie calibrante), une déformation hétérogène (dépendante de la géométrie) et d'une contribution des effets de frottement. A partir de cette décomposition, l'auteur propose une formulation analytique pour décrire l'évolution de la contrainte de tréfilage en fonction des paramètres géométriques, du coefficient de frottement et de la moyenne des contraintes d'écoulement plastique avant et après la filière pour prendre en compte l'écroutissage du matériau.

L'équation donnée par Siebel, considère le cisaillement τ à l'entrée et à la sortie de l'outil, qui pénètre dans la zone d'écoulement plastique :

$$\frac{F}{A_f} = \sigma_0 \left[(1 + \mu \cot \alpha) \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) + \frac{2\alpha}{3} \right] \quad (8.)$$

Où F est l'effort d'étirage en tréfilage exprimé en fonction du coefficient de frottement constant de Coulomb μ , A_i et A_f sont les sections respectives du fil à l'entrée et à la sortie de la filière et α le demi-angle du cône (en radians). Il convient de bien préciser que le cisaillement τ à l'entrée et à la sortie de la filière est différent du cisaillement dû au frottement à l'interface entre le fil et la filière (μp), comme le montre la figure 12.

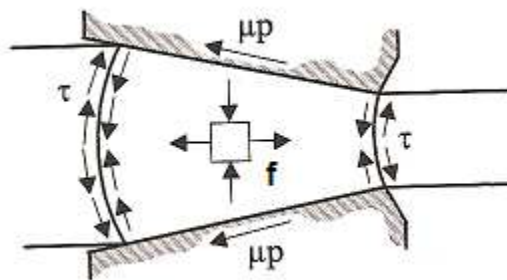


Figure 12. Efforts internes selon Siebel

Analyse de Wistreich¹⁰

A partir de résultats expérimentaux dans le cas du tréfilage, Wistreich¹⁰ (1955) a modifié le modèle de Siebel. L'auteur propose une simplification de ce modèle en négligeant la

¹³ E Siebel, stahl u. Eisen 66/67 1947 p171

composante liée à une déformation hétérogène et en introduisant une fonction pour prendre en compte les pertes supplémentaires par frottement interne et par cisaillement du métal, due à l'inclinaison provisoire des fibres du métal lors de son passage dans la filière.

$$\frac{F}{A_f} = (1 + \mu \cot \alpha) \Phi \sigma_0 \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) \quad (9.)$$

Où F est l'effort de tréfilage exprimé en fonction du coefficient de frottement constant de Coulomb μ , A_i et A_f sont les sections respectives du fil à l'entrée et à la sortie de la filière et α est le demi-angle du cône (en radians).

L'écoulement est pris en compte de façon simpliste en utilisant σ_0 , la contrainte d'écoulement plastique moyenne du fil, où $\sigma_0 = \frac{\sigma_e + \sigma_f}{2}$, σ_e, σ_f sont respectivement les contraintes d'écoulement plastique avant et après la filière. Φ est une fonction qui prend en compte les pertes supplémentaires par frottement interne et par cisaillement du métal, due à l'inclinaison provisoire des fibres du métal lors de son passage dans la filière ($\Phi > 1$).

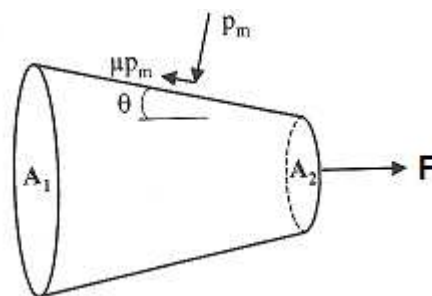


Figure 13. Forces exercées sur le fil dans l'analyse de Wistreich¹⁰

Ces deux analyses restent très simplistes car elles ne prennent pas en compte l'effet de la force due au cabestan à l'entrée de la filière, ni celui de la zone cylindrique de l'outil.

Analyse de Avitzur^{14,15,16,17,18}

¹⁴ B. Avitzur, *Metal forming: processes and analysis*, McGraw-Hill series, 1979

¹⁵ B. Avitzur, *Study of flow through conical converging dies* Wire industry, 1982

¹⁶ B. Avitzur, *Flow through conical converging dies*, Handbook of metal forming, John Wiley & Sons, Inc., NY chap3 March 1983 1020 pp

¹⁷ B. Avitzur, *Wet fine Wire drawing with slip*, Wire Journal International, 1994 p46-55

Pour sa part, Avitzur (1971) a entrepris une approche expérimentale pour déterminer l'effort de tréfilage en fonction du taux de réduction r , de la valeur du cône de travail α et du coefficient de frottement (μ ou m). L'auteur complète les travaux de Siebel en proposant un terme complémentaire pour tenir compte du travail redondant (effet de contre traction). Avitzur (1983) complète le modèle de Siebel, en analysant les différentes énergies contribuant à la déformation. La valeur de cet effort de tréfilage résulte d'une contribution incompressible (contrainte en entrée, déformation plastique interne, frottements internes à l'entrée et la sortie de la filière) et d'une contribution de frottement à l'interface qui varie en fonction de la loi de frottement considérée. En appliquant cette technique à un matériau écrouissable (coefficient d'écrouissage linéaire), l'auteur analyse la formation de décohésions internes (conduisant à des casses en « cup and cone ») dans les barres et le fil extrudés.

Les puissances mises en jeu dans le processus de tréfilage sont les suivantes :

- la puissance appliquée due à l'effort d'étirage : W_f

$$W_f = \pi V_f R_f^2 \sigma_f \quad (10.)$$

- la puissance due à la tension dans le fil à l'entrée de l'outil (back drawing force) : W_b

$$W_b = \pi V_f R_f^2 \sigma_b = \pi V_i R_i^2 \sigma_b \quad (11.)$$

La valeur de la puissance W_b est liée à la contrainte dans le fil à l'entrée de l'outil. Cette contrainte due à la traction du fil par le cabestan est appelée σ_b .

- la puissance due à la déformation plastique interne : W_i

$$W_i = 2\pi\sigma_0 V_f R_f^2 \sigma_b f(\alpha) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) \quad (12.)$$

où la fonction $f(\alpha)$ est supérieure ou égale à 1 et tend vers 1 pour des angles petits. On peut citer deux exemples de valeur numérique: $f(\alpha) = 1$ pour $\alpha = 0$ et $f(\alpha) = 1,00023$ pour $\alpha = 6^\circ$.

¹⁸ B. Avitzur, *Wire drawing- theoretical considerations*, Nonferrous wire Handbook, 1995 chp1

$$f(\alpha) = \frac{1}{\sin^2 \alpha} \left[1 - \cot(\alpha) \sqrt{1 - \frac{11}{12} \sin^2 \alpha} + \frac{1}{\sqrt{11 \cdot 12}} \ln \left[\frac{1 + \sqrt{\frac{11}{12}}}{\left(\sqrt{\frac{11}{12}} \cos(\alpha) + \sqrt{1 - \left(\frac{11}{12}\right) \sin^2(\alpha)} \right)} \right] \right] \quad (13.)$$

- la puissance due aux pertes par frottement : W_s

On détermine la puissance due aux pertes par frottement sur les quatre surfaces S_1 à S_4 (figure 9). Sur les deux premières surfaces, les pertes sont dues à la discontinuité du champ de vitesse parallèle à ces surfaces et sont notées W_{S1} et W_{S2} .

$$W_{s1} + W_{s2} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \pi V_f R_f^2 \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) \quad (14.)$$

Dans la partie conique, à la frontière entre le fil et l'outil, les pertes sont notées W_{S3} et dans la zone cylindrique W_{S4} . Dans les différentes approches développées, seules les puissances dissipées par frottement à la surface du cône (W_{S3}) et à la surface de la partie cylindrique (W_{S4}) diffèrent selon la manière dont est modélisé le frottement.

A partir de ces deux lois, les expressions des puissances dissipées par frottement aux surfaces du cône W_{S3} et à la surface de la partie cylindrique W_{S4} ont pour forme :

Frottement à coefficient de frottement constant (Coulomb): $\tau = \mu p$	Frottement à contrainte de cisaillement constante (Tresca): $\tau = m \left(\frac{\sigma_0}{\sqrt{3}} \right)$
$W_{S3} = 2\mu\pi V_f R_f^2 \cot(\alpha) \left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \right) \sigma_0 \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \quad (15.)$	$W_{s3} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 m \pi V_f R_f^2 \cot(\alpha) \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \quad (17.)$
$W_{S4} = 2\mu \pi V_f R_f L (\sigma_b - \sigma_f) \quad (16.)$	$W_{s4} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 m \pi V_f R_f L \quad (18.)$

En écrivant l'équilibre des puissances de la façon suivante : $W_s + W_b + W_i - W_f = 0$, on peut donner une relation de dépendance entre l'effort d'étirage σ_f et les différentes variables du processus. Les hypothèses suivantes sont faites pour simplifier le calcul : l'outil est considéré comme un corps rigide et le fil est un matériau rigide plastique, satisfaisant le critère de Von-Mises (pas de déformation élastique et pas d'écrouissage).

Ainsi, pour une loi de frottement de Coulomb, la contrainte relative d'étirage en tréfilage exprimée en fonction du coefficient de frottement constant de Coulomb μ dans l'analyse d'Avitzur s'écrit :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_0} = \frac{\frac{\sigma_b}{\sigma_0} + 2f(\alpha) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + \frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha} - \cot\alpha\right) + 2\mu\left(\cot(\alpha)\left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right)\right)\right) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + \frac{L}{R_f}}{1 + 2\mu\frac{L}{R_f}} \quad (19.)$$

Et pour une loi de frottement de Tresca, la contrainte relative d'étirage en tréfilage exprimée pour une contrainte de cisaillement constante dans l'analyse d'Avitzur, s'écrit :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_0} = \frac{\sigma_b}{\sigma_0} + 2f(\alpha) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + \frac{2}{\sqrt{3}}\left(\frac{\alpha}{\sin^2\alpha} - \cot\alpha\right) + \frac{2}{\sqrt{3}}m\left(\cot(\alpha) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + m\frac{L}{R_f}\right) \quad (20.)$$

Chacun des termes liés aux différentes puissances (contre traction, déformation plastique interne, perte par frottement) apparaît clairement dans ces équations. La valeur de cet effort de tréfilage résulte d'une contribution incompressible (contrainte en entrée, déformation plastique interne, frottements internes à l'entrée et la sortie de la filière) et d'une contribution de frottement à l'interface qui varie en fonction de la loi de frottement et du niveau de frottement. La figure 14 présente les différentes composantes de la contrainte de tréfilage calculée d'après la décomposition du modèle d'Avitzur en fonction de l'angle du cône de travail de la filière, pour une réduction de section de 25% , un coefficient de frottement (Tresca) $m=0.03$ et pour laquelle sont négligés les effets dus à la portée et à la contre traction.

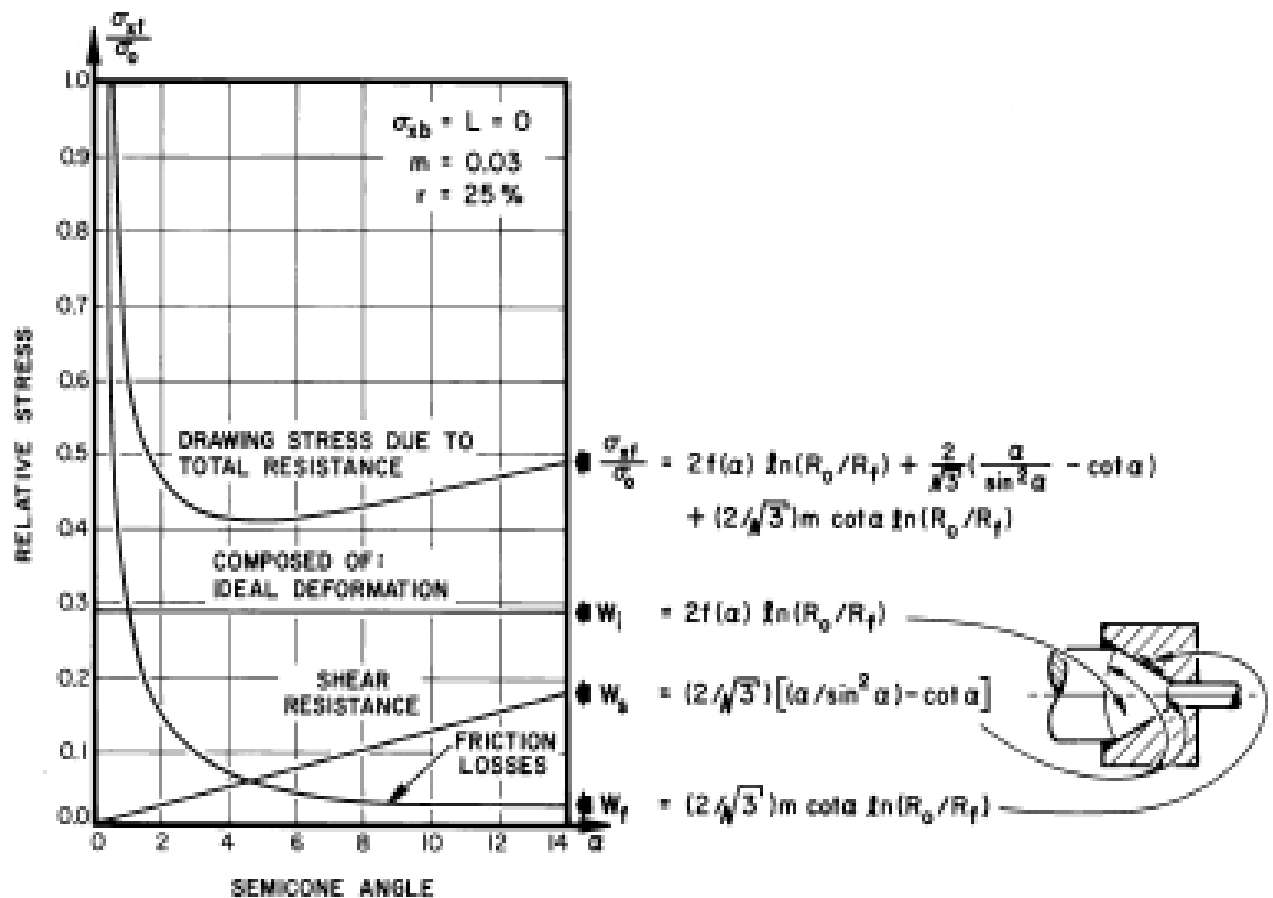


Figure 14. Composantes de la contrainte de tréfilage en fonction de l'angle du cône de travail¹⁶

Ces formules donnent des valeurs approchées des forces nécessaires au tréfilage et du niveau de frottement qui en découle car la rhéologie du lubrifiant n'est pas prise en compte à l'interface. Aussi, Avitzur a également développé une approche en faisant l'hypothèse d'une lubrification par film épais ou hydrodynamique à l'interface, séparant complètement fil et filière. La loi de frottement est alors remplacée par la contribution du cisaillement d'origine visqueuse du lubrifiant. Les variables de l'analyse de l'écoulement sont les mêmes mais il faut ajouter la viscosité du lubrifiant supposée constante et l'épaisseur du film lubrifiant dans l'interface entre le fil et l'outil.

I.1.4.3 Influence des principaux paramètres géométriques

Influence du type de géométrie

Différentes études ont été menées pour comparer le type de géométrie^{19, 20, 21}. D'une part une géométrie « classique » où le cône de travail paramétré par un angle ou paramétrée par un rayon de courbure. Asakawa et al²² comparent deux types de géométrie pour les filières du point de vue expérimental et par le biais de la simulation numérique du procédé où le fil est modélisé par un comportement élasto-plastique, la filière est considérée comme rigide, et où le contact fil/filière est modélisé par une loi de coulomb.

La figure 15 ci-dessous montre les différents paramètres géométriques pris en considération :

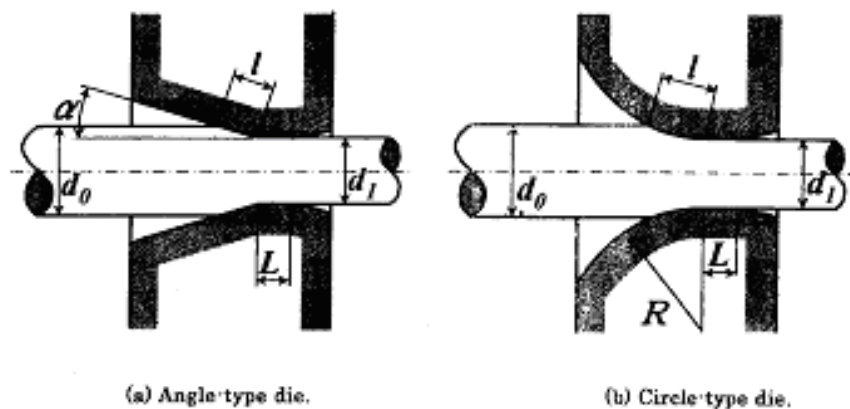


Figure 15. Paramètres géométriques influençant le tréfilage (a) Paramétrage par un angle travail α
(b) Paramétrage par un rayon de courbure R

Les résultats obtenus expérimentalement, par approche analytique et par simulation numérique, font apparaître clairement que la distribution des contraintes résiduelles est fortement influencée par le type de géométrie. Les différentes investigations ne recommandent aucune géométrie « type » pouvant minimiser ces contraintes résiduelles du fait de leur dépendance au : type de matériau, taux de réduction, et paramètres généraux du procédé, etc. Une conclusion commune à ces études est que la forme de la zone de déformation plastique dépend de la longueur de contact fil/filière. En effet, quand la longueur de contact diminue, les contraintes résiduelles augmentent.

¹⁹ T. Corral, *Die design and wiredrawing- understanding the relationship between die specifications and wiredrawing*, Wire Journal International, 2002

²⁰ A. Nakagiri T. Yamano M. Konaka M. Asakawa W. Sasaki K. Yoshida, *Behaviour of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle-type die drawing by FEM simulation and experiment*, Wire Journal International, 2001, pp72-80

²¹ R.M. Shemanski J. Walters M. Foster, *Finite element analysis of die geometry for drawing steel wire*, Wire Journal International, 2005

Influence de l'angle du cône de travail α

Pour les différentes sources bibliographiques ^{15,23}, l'angle du cône de travail de la filière est dans la plupart du temps un paramètre non fixé qui permet de conclure sur sa valeur optimale ou sur la dépendance de la température ou des contraintes résiduelles comme fonction de l'angle de travail α .

Avitzur distingue plusieurs types d'écoulement en fonction de la valeur de l'angle (figure 16).

- Une première zone (points 1 et 2) où l'écoulement est sain pour des angles de cône de travail faibles. L'effort de tréfilage dans cette zone diminue et passe par un minimum (α optimum). Ce phénomène s'expliquant en grande partie par le fait de la diminution de la surface de contact entre le fil et la filière, les efforts liés aux frottements sont de moins en moins importants.
- Dans la seconde zone (points 3 et 4) l'angle est trop important et il se forme à l'entrée de la filière une « zone morte » d'accumulation du métal.
- Dans cette zone morte peut apparaître dans certaines conditions (passes précédentes, état métallurgique du fil à l'entrée...) un phénomène de décohésion interne (crack et casses en « cup and cone » : point 6)
- Enfin, quand l'angle du cône est trop ouvert la filière agit comme un rabot. Le rasage du fil provoque la formation de copeaux de métal (point 5).

L'analyse d'Avitzur, présentée précédemment, permet d'exprimer la valeur d'angle optimale, en terme d'effort nécessaire pour la mise en forme, en fonction des différents paramètres du procédé et du type de modélisation du contact (Tresca/Coulomb):

$$\alpha_{opt} = \sqrt{\frac{3}{2} m \ln\left(\frac{R_0}{R_f}\right)}$$

(21.)

m coefficient de frottement selon Tresca

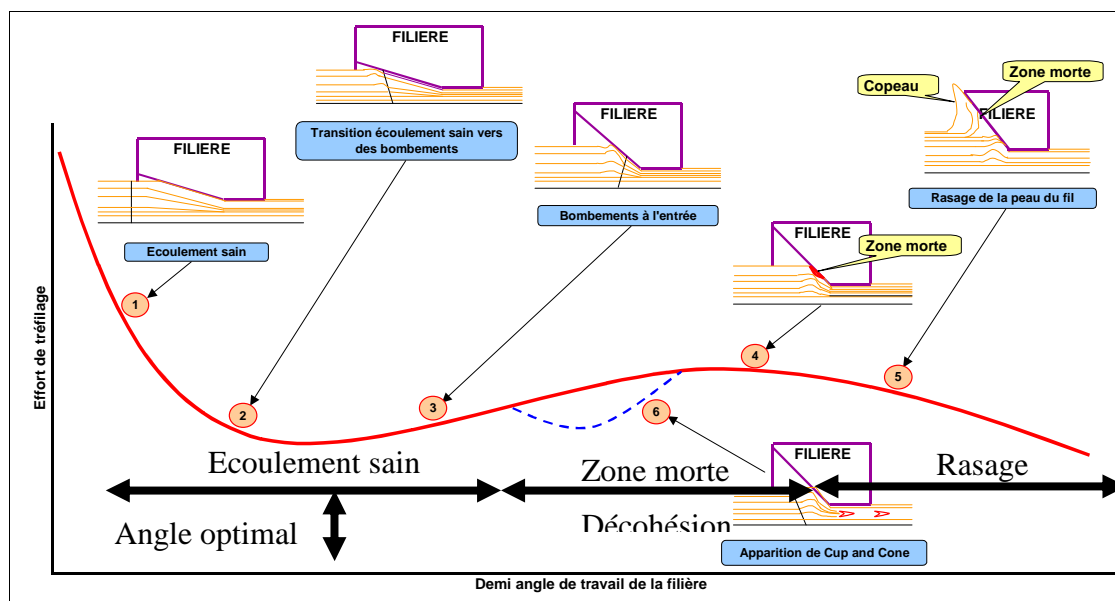
$$\alpha_{opt} = \sqrt{\frac{3}{2} \mu \left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln\left(\frac{R_0}{R_f}\right)\right) \ln\left(\frac{R_0}{R_f}\right)}$$

(22.)

 μ coefficient de frottement selon coulomb

²² M. Asakawa W. Sasaki S. Shishido, *Effect of die approach geometry and bearing length on residual stress after bar drawing*, Wire Journal International, 2002, pp68-72

²³ C.J. Luis J. Leon R. Luri, *Comparison between finite element method and analytical methods for studying wire drawing processes*, Journal of Materials Processing Technology, 164-165, 2005, pp1218-1225



On note que l'influence de cône de travail sur l'écoulement du métal dans la filière est importante et que celui-ci agit sur la répartition du champ de contrainte et conditionne fortement la forme de l'écoulement. Ces différents résultats sont corroborés dans de nombreuses sources bibliographiques^{16, 24, 25, 26} ils ont été confronté aux résultats expérimentaux fournis par Wiestrech¹⁰. La figure 17 présente de façon synthétisée l'une de ces comparaisons.

De récentes études utilisent les outils de simulation pour corroborer ces différents résultats, ainsi Luis et al ²³ étudient l'influence de l'angle de travail sur l'énergie de déformation, en présentant une comparaison entre les méthodes analytiques (type méthodes des tranches ou limite supérieure (cf travaux Avitzur))et une simulation numérique du procédé (logiciel MARC) pour un fil d'aluminium de diamètre initial : 4.77mm (Hypothèse : filière rigide indéformable, contact Tresca, loi de comportement AA5083 : $\sigma = 428.18\epsilon^{0.1161}$).

²⁴ G. Brethenoux, E. Bourgain, G. Pierson, M. Jallon, P. Secorde, *Cold forming processes: some examples of predictions and design optimization using numerical simulations*, Journal of Materials Processing Technology 60, 1996, pp555-562

²⁵ G. Vega, A. Haddi, A. Imad, *Modélisation numérique de mise en forme par tréfilage. Proceedings of 18e Congrès Français de Mécanique*, Grenoble, 27-31 août 2007.

²⁶ G. Vega., A. Haddi, A. Imad, *Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing*. Materials and Design, 2008

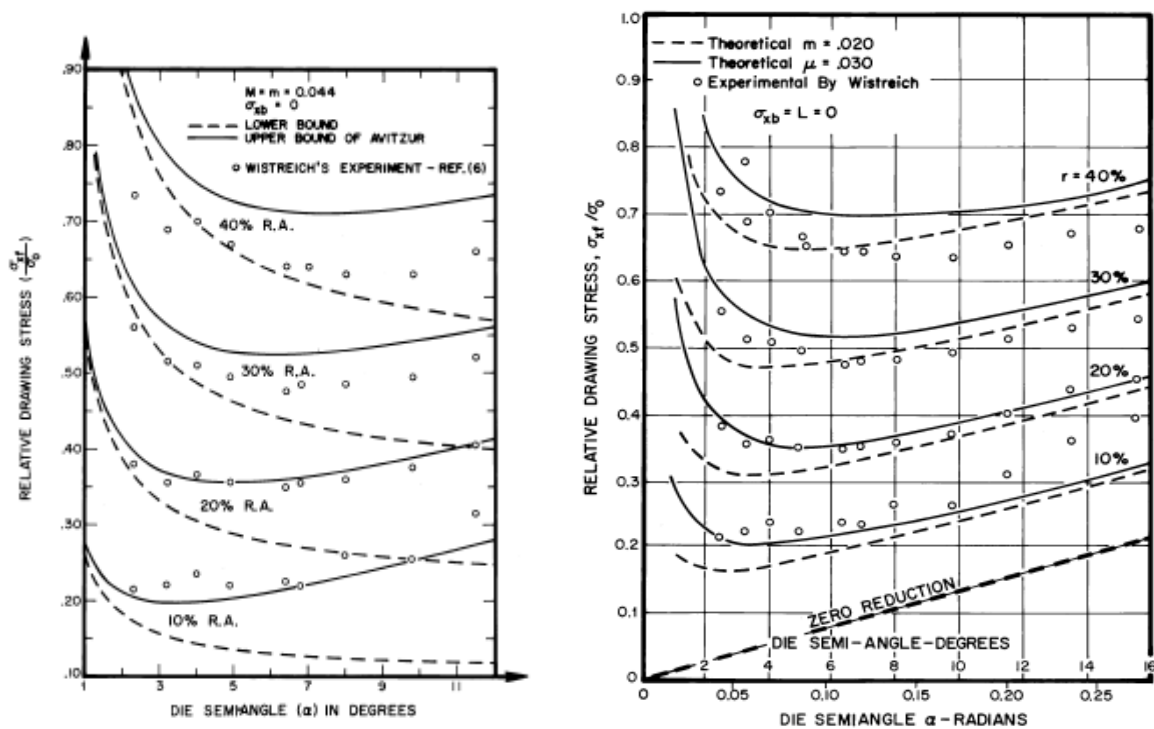


Figure 17. Effort de tréfilage (par l'analyse d'Avitzur) en fonction de différentes valeurs de l'angle de travail (α) et du taux de réduction r ou RA et comparaisons avec les résultats expérimentaux (Wistreich)¹⁶

Pour déterminer l'influence de chaque phénomène les auteurs décomposent l'énergie totale en plusieurs contributions énergétiques identifiables (déformation homogène, frottement, déformation inhomogène (distorsion) et écouissage) :

$$E_{\text{totale}} = E_{\text{déformation}} + E_{\text{friction}} + E_{\text{distorsion}} + E_{\text{écrouissage}}$$

Luis²³ détermine ainsi la contribution énergétique due à la prise en considération d'un matériau écouissable (loi de plasticité puissance), qui ne l'est pas dans le développement proposé des méthodes analytiques (méthode des tranches, limite supérieure d'Avitzur). Ceci permet de comparer les différentes méthodes et de conclure que la méthode de limite supérieure (Avitzur) permet d'obtenir une bonne approximation des phénomènes et notamment de l'influence du cône de travail (figure 18).

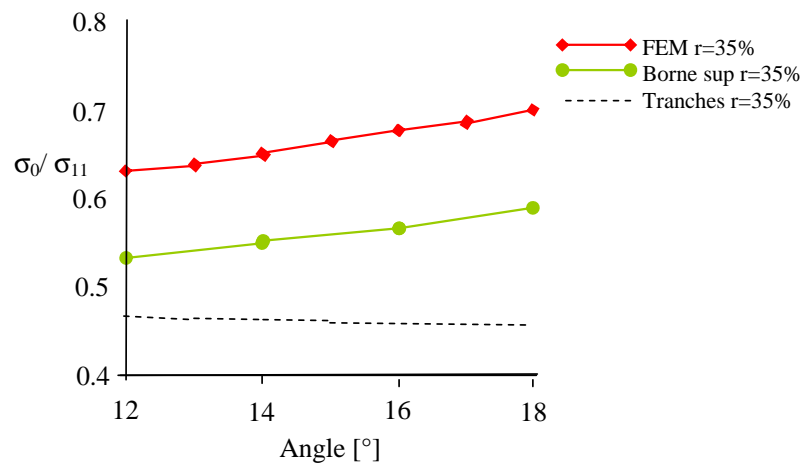


Figure 18. Comparaison entre la méthode des tranches la méthode de limite supérieure (Avitzur) et les résultats de la simulation numérique pour une réduction de section de 35%²³

Influence de la portée calibrante

Quelques études ont été menées sur l’influence de la portée calibrante, sur la qualité de la mise en forme ainsi que son impact sur l’usure des filières. Ainsi H. Overstam²⁷, présente une recherche sur l’influence de la forme de la portée, en faisant varier légèrement l’angle de celle-ci de 0.5 à 1 °. Il détermine les zones de contact et la pression au niveau de la filière associée:

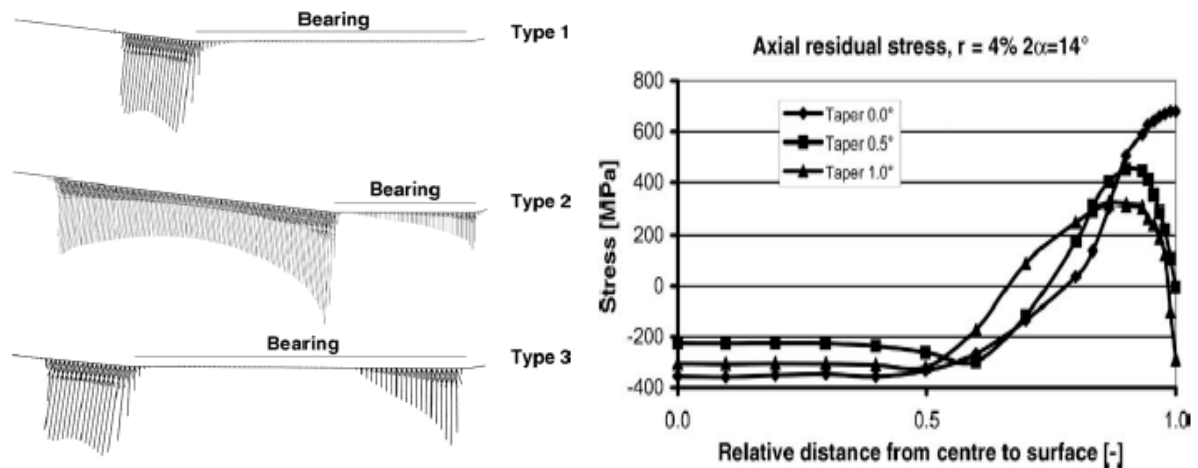


Figure 19. Géométrie considérée et contraintes résiduelles²⁷

²⁷ H. Overstam, B-M. Kim, *The influence of bearing geometry on the residual stress state in cold drawn wire analysed by the FEM*, Journal of Materials Processing Technology 171, 2006, pp446-450

D'après ces travaux, on note une forte influence de la portée cylindrique. Ainsi de légers changements de géométrie font augmenter de façon importante le niveau de contrainte résiduelle dans le fil : un pic de contrainte est observé en surface et, est plus important pour une déviation de 0.5° (figure 19).

Influence de la Contre traction

Efforts appliqués sur le fil avant son entrée dans la filière : la figure 20 présente un schéma des efforts qui s'appliquent sur une zone restreinte $d\theta$ du fil en contact avec le cabestan.

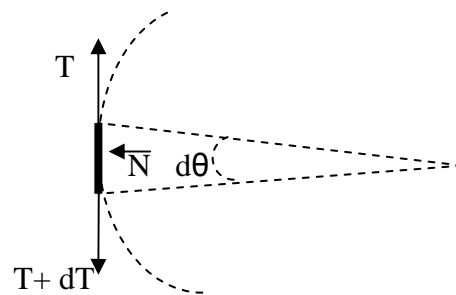


Figure 20. Efforts, au niveau du cabestan, appliqués sur le fil (au niveau du cabestan)

N est la pression du fil par unité de longueur dans la direction normale au contact et T est la tension dans le fil. On considère $T_{f(i)}$ la tension dans le fil à l'entrée du cabestan (effort de tréfilage), $T_{b(i)}$ la tension dans le fil à la sortie du cabestan, où i est la position de la filière dans la tréfileuse, et n le nombre d'enroulements du fil autour du cabestan. En considérant un coefficient de frottement constant le long de $d\theta$, et, en projetant dans la direction normale et dans la direction tangentielle au contact, l'équilibre des forces conduit à la relation suivante qui donne la tension du fil à la sortie du cabestan ("back drawing force"):

$$T_{b(i-1)} = T_{f(i)} \exp(-2\pi n \mu) \quad (23.)$$

Avec μ le coefficient de frottement au niveau du contact fil/cabestan, l'effort T_f nécessaire au tréfilage du fil, qui dépend directement des propriétés mécaniques du fil et du frottement dans l'interface fil/filière, contrôle la valeur de T_b ("back drawing force"), qui correspond à la tension dans le fil à l'entrée de l'outil suivant. La maîtrise du glissement entre fils et cabestans est d'une

importance toute particulière, puisqu'elle permet la régulation de la tension T_b à l'entrée de l'outil suivant, qui a une influence significative sur l'effort de tréfilage T_f .

L'équation (23.) montre donc l'importance du coefficient de frottement et du nombre d'enroulements autour du cabestan dans la régulation des efforts au niveau de l'outil.

Les travaux expérimentaux de Levrau²⁸ concernant la prise en compte de la contre traction, permettent d'illustrer les évolutions de la force mesurée et de la température de filière (mesures brutes) en fonction de la contre-traction appliquée sur le pantin de régulation. La figure 21 présente l'évolution des valeurs moyennes (mesures traitées) dans le cas d'un tréfilage d'un fil d'acier.

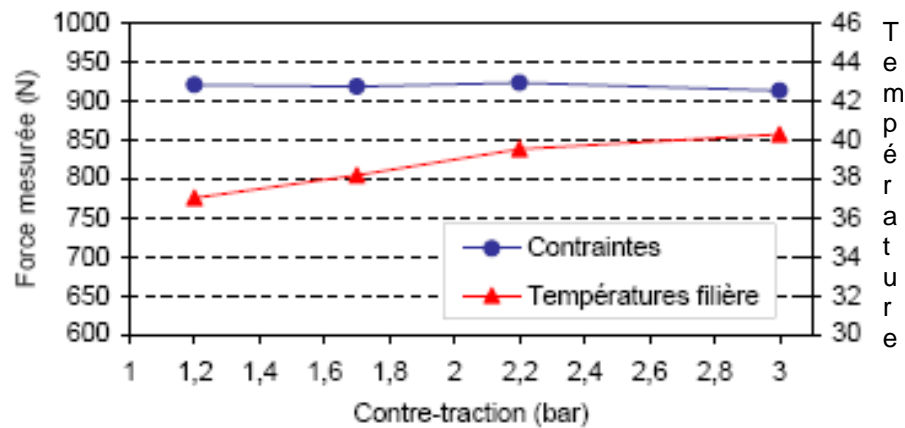


Figure 21. Evolutions de la force mesurée et de la température de filière (mesures brutes) en fonction de la contre-traction²⁸

Ces résultats indiquent que lorsque la contre-traction augmente:

- la force moyenne mesurée reste quasi-constante. Compte tenu du modèle mécanique, ce résultat suggère que les conditions se dégradent dans la filière (à frottement constant, une décroissance de l'ordre de 100 N serait attendue pour la valeur de contre-traction la plus élevée),
- les températures de filière augmentent légèrement. Cet accroissement ($\sim 3-4^{\circ}\text{C}$) semble directement lié à la contre-traction puisque toute augmentation de celle-ci se traduit par un accroissement des mesures de températures.

Camacho²⁹ présente une étude sur l’influence de la contre traction sur le tréfilage et la compare aux tests expérimentaux de Lueg et Pomp³⁰ (1943). Il effectue une simulation numérique par ABAQUS du tréfilage d’un alliage d’aluminium (pour une loi de comportement plastique rigide) (figure 22). Pour prendre en compte l’influence de la contre traction il effectue différentes simulations (0,a,b,c,d) en faisant varier cette condition limite. (Valeur de contre traction) et en faisant varier le taux de réduction r , pendant la déformation.

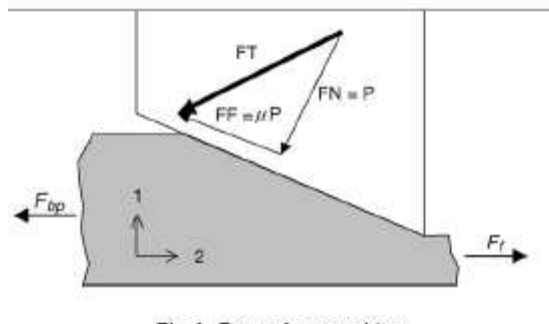


Fig. 1. Forces decomposition.

Back tensions applied by Lueg and Pomp, and correspondence with those used in the finite element model

	Back tension (Pa)				
	0	a	b	c	d
r	0	1.59×10^8	3.17×10^8	4.69×10^8	6.27×10^8
0.1	0	4.24×10^6	8.44×10^6	1.25×10^7	1.67×10^7
0.2	0	4.07×10^6	8.11×10^6	1.20×10^7	1.60×10^7
0.3	0	3.97×10^6	7.91×10^6	1.17×10^7	1.52×10^7
0.4	0	3.84×10^6	7.66×10^6	1.13×10^7	1.56×10^7

Figure 22. Décomposition des efforts et variations des contre traction²⁹

Les figures 23, 24, 25 montrent la comparaison entre les résultats de la simulation numérique et les résultats expérimentaux disponibles.

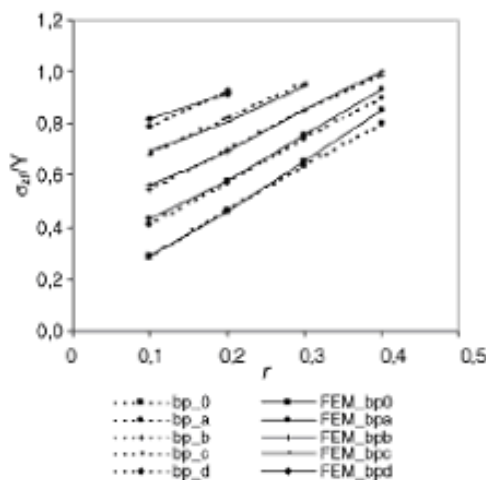


Figure 23. Efforts de tréfilage (relatif) en fonction des la contre traction et de la réduction (valeur expérimentale (pointillé) et par simulations (traits continus))

L’effort de tréfilage augmente avec la réduction et avec la contre traction

²⁸ C. Levrau, *Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006

²⁹ A.M. Camacho, R. Domingo, E. Rubio, C. Gonzalez, *Analysis of the influence of back-pull in drawing process by the finite element method*, Journal of Materials Processing Technology 164-165, 2005, pp1167-1174

³⁰ W.Lueg et A. Pomp, *Der Einfluss des Gegenzuges beim Ziehen von Stahldraht*, Stahl u. Eisen 63, 1943, pp.229–236.

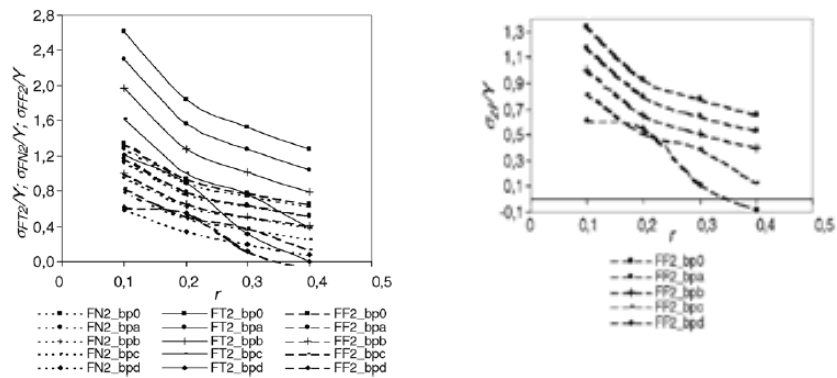


Figure 24. Contrainte axiale et contribution du frottement

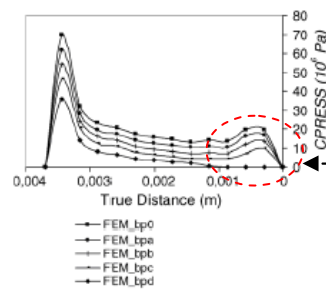


Figure 25. Pression au niveau de la filière pour $r=0.3$ et différentes valeurs de contre traction

La contre traction fait baisser la pression exercée. Pour une réduction plus importante elle est même quasi nulle avant la sortie de la filière.

A la vue des ces différentes études caractéristiques, l'influence de la contre traction a pour principales conséquences :

- L'effort de tréfilage (σ_f) augmente quand la contre traction augmente,
- la contrainte totale et plus particulièrement les efforts parasites de contact diminuent quand la réduction et l'effort de contre traction augmentent,
- la contre traction fait baisser la pression dans la filière. (figure 25)
- Rubio et al³¹ obtiennent les mêmes conclusions en comparant les résultats de la simulation (modèle identique) avec les résultats expérimentaux obtenus par Weistrech¹⁰ et les valeurs obtenues par la méthode analytique des tranches.
- Skolyszewski³² présente une méthode expérimentale de quantification de l'effet de contre traction sur le matériau et son effet sur le comportement du matériau (obtention de

³¹ E.M. Rubio, A.M. Camacho, L. Sevilla, M.A. Sebastian, *Calculation of the forward tension in drawing processes*, Journal of Materials Processing Technology 162-163, 2005, pp551-557

³² A. Skolyszewski, M. Packo, *Back tension value in the fine wire drawing process*, Journal of Materials Processing Technology 80-81, 1998, pp380-387

valeurs critiques de contre traction) en proposant une relation de dépendance entre la valeur de contre traction critique et le module d'élasticité linéaire longitudinal de matériau (étude non développée ici car menée pour des aciers) et du nombre de passes (réductions successives) permettant ainsi de déterminer la valeur critique de la contre traction en fonction du matériau.

I.1.4.4 Conclusion sur l'influence des paramètres géométriques

Les études présentées précédemment mettent en évidence l'influence importante des paramètres géométriques des outils sur la mise en forme par tréfilage, et l'influence de leur interaction. Ainsi, l'angle du cône de travail est un paramètre important dans le processus de mise en forme particulièrement au niveau de la qualité de l'écoulement. Son influence est moindre sur l'effort de tréfilage dans les gammes de valeurs couramment utilisées. La détermination de valeurs optimales demeure cependant complexe car les paramètres géométriques interagissent avec de nombreux autres paramètres du procédé tels que le taux de réduction, la portée calibrante, le matériau tréfilé, les conditions de lubrification...

I-1.5 Contact fil-filière : Frottement et lubrification

Le frottement est un phénomène parasite pour le tréfilage, puisqu'en s'opposant au mouvement et à la déformation, il augmente ainsi l'effort de tréfilage et les pertes d'énergie, il augmente la nature hétérogène de la déformation et disperse les caractéristiques du matériau. Il génère une augmentation de la température au cours de l'opération et rend les conditions de tréfilage critiques (rayures du fil, usure de la filière). L'objectif du tréfileur est donc de le minimiser en ajustant les paramètres du procédé (réduction du fil, angle de filière) ou en utilisant un bon lubrifiant (c'est-à-dire un lubrifiant qui recouvre de manière homogène le fil, se traduisant par une bonne mouillabilité ou tension de surface).

Le frottement peut être estimé de manière expérimentale, lors d'essais de tréfilage, par mesures directe ou indirecte³³ :

³³ J. A. Schey, *Tribology in metalworking: Friction, lubrication and wear*. Ed American society for metals, 1983, 736p

- La détermination directe consiste à mesurer la force axiale et la force normale de tréfilage. Cette voie nécessite de disposer toutefois de matériels de tréfilage sophistiqués et bien instrumentés. La technique la plus connue est le "split-die", développée par Mc Lellan en 1952-53 puis améliorée par Wistreich³⁴, qui consiste à utiliser une filière coupée en deux et à mesurer conjointement la force qui tend à séparer les deux parties ainsi que la force axiale lors du tréfilage
- La détermination indirecte consiste à mesurer la force axiale de tréfilage et à calculer le coefficient de frottement grâce à un modèle mécanique et à la connaissance de la contrainte d'écoulement du fil. Ce type de calcul peut toutefois être entaché d'erreurs qui découlent d'une connaissance approchée de la contrainte d'écoulement ou d'hypothèses plus ou moins discutables sur le frottement et le travail redondant. Cette approche fournit quoi qu'il en soit de bonnes estimations. D'autres méthodes d'identification assez précises du coefficient de frottement ont été proposées plus récemment: le upsetting sliding test^{35,36} qui consiste à indenter la surface d'un barreau et de mesurer les contraintes normales et tangentielles pendant l'indentation, le coefficient de frottement est ainsi obtenu pour de faibles vitesses de glissement.

Le lubrifiant

La déformation brutale en continu du métal dans une filière de tréfilage nécessite l'emploi d'un lubrifiant qui limite des frottements métal/filière. Le lubrifiant a donc pour rôle de :

- diminuer les efforts et les énergies de mise en forme par réduction du coefficient de frottement (réduction car rôle non moteur mais parasite) ;
- limiter l'effort à exercer pour obtenir la déformation du métal ;
- refroidir l'outillage ainsi que le fil. Le métal ne doit pas subir un échauffement trop important, de façon à éviter certaines transformations métallurgiques rencontrées à hautes températures. Le lubrifiant doit donc posséder une grande capacité à dissiper la chaleur.
- assurer un régime de lubrification stable ;
- assurer un bon état de surface du fil fini (éviter l'apparition de défauts en surface).

³⁴ J.G Wistreich, *Investigation of the mechanics of wire drawing*. Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1955, p.654-678

³⁵ A. Dubois, L. Lazzarotto, L. Dubar, J. Oudin, *A multi-step lubricant evaluation strategy for wire drawing-extrusion-cold heading sequence*. Wear, 2002, 249, 951-961

³⁶ L. Dubar, A. Dubois, M. Dubar, *Friction and wear phenomena in cold metal forming: an integrated approach*, Proceedings of ICTMP, 2004

L'évolution du coefficient de frottement μ dans un palier fonctionnant à la vitesse de glissement V , avec un lubrifiant de viscosité ν sous une charge N , est représentée par une courbe de Stribeck typique (figure 26). Cette courbe se divise en trois zones distinctes que l'on rapproche des trois différents régimes de lubrification. Des compléments d'informations concernant le rôle de lubrifiant et les différents régimes de lubrification sont disponibles en Annexe 1

Ainsi, nous pouvons distinguer :

- le régime hydrodynamique,
- le régime limite (hydrostatique),
- et le régime mixte.

Ces différents régimes sont caractérisés par l'épaisseur relative du film de lubrifiant par rapport à la rugosité des surfaces.

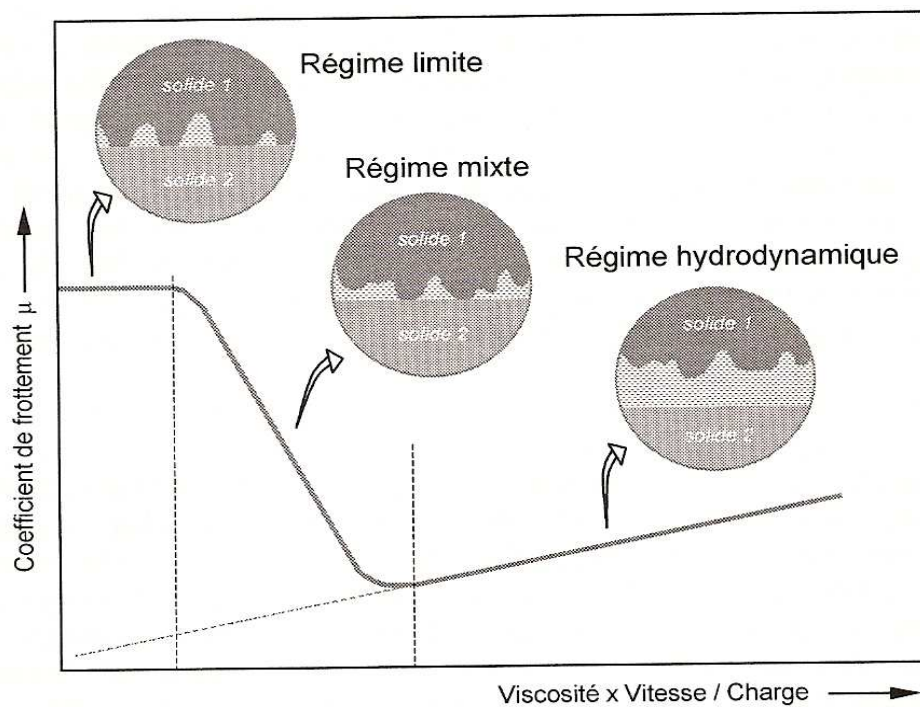


Figure 26. Schéma d'une courbe de Stribeck délimitant les différents régimes de lubrification.

Conclusion sur le contact et la lubrification

Les modèles de frottement élaborés pour la prédiction du comportement du contact entre le fil et la filière ne prennent en compte la rhéologie de l'interface que de façon simpliste, mais permettent néanmoins d'évaluer les ordres de grandeur de la contribution du frottement dans l'effort de tréfilage. Il apparaît cependant un point important : les conditions tribologiques (température de contact, vitesse, pression de contact, réduction) sont très différentes entre le premier et le dernier outil. La vitesse et la pression de contact augmentent. Les mécanismes de lubrification et d'usure ne sont sans doute pas les mêmes dans les premières passes et les dernières passes du procédé. Il est par conséquent très difficile de déterminer précisément le régime de lubrification dans de telles conditions. Cependant, il est vraisemblable que comme dans de nombreux procédés de mise en forme, le contact entre le produit et l'outil est probablement soumis à un régime de lubrification mixte dont on connaît les conséquences néfastes sur le frottement et l'usure. Pour minimiser ce frottement et cette usure, un lubrifiant - à base d'eau pour le tréfilage du cuivre - est utilisé à la fois pour refroidir les solides en contact et lubrifier l'interface en y apportant les additifs essentiels. Le comportement de ces émulsions n'est pas encore bien connu et la modélisation du frottement ainsi que la compréhension de l'usure, sont encore plus délicates.

I.2 Effets thermiques pendant la mise en forme :

Les effets thermiques peuvent avoir un rôle parasite important en fonction du type de matériau, et de la « sévérité » de la déformation (taux de réduction important ou contact non hydrodynamique (mixte)). En tréfilage, la chaleur produite, par la déformation plastique et par le frottement entre le fil et filière, a une grande influence sur la qualité finale du fil, la lubrification, les propriétés mécaniques de la filière et l'usure des filières.

En effet, un échauffement élevé va modifier les propriétés rhéologiques du lubrifiant, sa consistance et donc son épaisseur passante, le dégrader et compromettre ses performances. Dans le cas le plus critique, un échauffement excessif, accentue les phénomènes d'usure qui vont conduire à un état de surface du fil non souhaité voire provoquer des changements métallurgiques³³.

La génération de chaleur a d'abord été mesurée au moyen de méthodes calorimétriques consistant à mesurer en sortie de filière l'échauffement d'un bain d'huile ou d'un tube de cuivre, suite au passage du fil tréfilé. Pour améliorer les mesures, des essais avec thermocouples implantés dans la filière ont été développés et ont permis de connaître la distribution de températures le long du contact fil-filière dans le cas de dispositifs mono passes^{37,38,39,44}

Sur le plan théorique, Siebel et Kobitzsch⁴⁰ ont évalué la chaleur générée par la déformation plastique et par le frottement. Ils ont montré que le fil absorbe 80% de la chaleur produite par le frottement. Cette théorie a été étudiée par Altan⁴¹, qui propose une comparaison entre le calcul et les résultats expérimentaux de Ranger³⁷. L'extension de la théorie de Siebel et Kobitzsch est présentée par Snidle⁴², qui tient compte de l'accélération du fil et de la variation de la pression le long du contact fil-filière. Lucca et Wright⁴³ ont estimé l'augmentation de la température résultant du frottement en faisant quelques hypothèses. Ils ont conclu que le coefficient de frottement à l'interface fil – filière peut être considéré comme constant et indépendant de la pression et de la température. Le frottement, phénomène parasite pour le tréfilage, peut être estimé de manière expérimentale lors d'essais de tréfilage.^{35,44}

La généralisation de Baque⁴⁵ permet d'écrire que l'accroissement de la température superficielle du fil ΔT_s comme étant la somme de l'échauffement généré par la déformation plastique et le frottement :

$$\Delta T_s = \frac{\sigma_0 \varepsilon}{\rho C} + \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\tau}{b} \sqrt{vL} \quad (24.)$$

³⁷ A.E. Ranger, *An electrical analogue for estimating die temperature field during wire drawing*. Wire production, May 1957, p.5-15

³⁸ E. Felder, A. Le floch, *Measurement of thermomechanical conditions in wire drawing dies*. Annals of the CIRP, vol.25/1, 1976

³⁹ N. Neimarlija, *Experimental testing and numerical simulation of temperature field in dies for dry steel wire drawing*. Wire J. Int., vol.21, n°1, 1988, p.74-82

⁴⁰ E. Siebel, R. Kobitzsch, *Temperature increase in material in wire drawing*. Stahl und Eisen 1943; 63:110

⁴¹ T. Altan, *Heat generation and temperatures in wire and rod drawing*. Wire Journal 1970; 3:54-59

⁴² R.W. Snidle, *Contribution of the theory of frictional heating and the distribution of temperature in wires and strips during drawing*, Wear, 1977; 44 (2), pp279-294

⁴³ D.A. Lucca, R.N. Wright, *Heating effects in the drawing of wire and strip under hydrodynamic lubrication conditions*, J of Manuf Sc and Engineering, 1996, 118, pp628-638

⁴⁴ G. Vega, A. Haddi, A. Imad, *Temperature effects on wire-drawing process: experimental investigation*, The 12th International ESAFORM Conference on Material Forming, University of Twente, The Netherlands, April 27-29, 2009.

⁴⁵ P. Baque, *Mise en forme des métaux*, Dunod, Paris, 1974

Où σ_0 désigne la contrainte d'écoulement moyenne du métal, ε la déformation, τ la scission de frottement, v la vitesse de tréfilage, L la longueur de contact entre le fil et la filière, ρ la masse volumique du fil, C la capacité calorifique du fil et b son effusivité définie par $b = k\rho C$ où k est la conductivité thermique. Cette théorie a également servi de base de réflexion à d'autres auteurs qui ont fourni des analyses plus détaillées et suggéré des extensions^{42,43,46}, ou des travaux portant sur la mesure et la prédiction des températures sur des dispositifs multi passes.^{47,48}

Ces calculs trouvent leur application dans la mise au point de systèmes de refroidissement qui permettent de réguler la température du fil entre les passes et d'éviter que l'accumulation de chaleur ne devienne préjudiciable à l'opération de mise en forme.

Pour les vitesses de tréfilage usuelles, l'échauffement superficiel du aux frottements est bien supérieur à l'échauffement dû à la déformation plastique, même pour un bas niveau de frottement.

Les augmentations de température (augmentation vitesse de production et de déformation) ont un rôle important sur les conditions de lubrification, les performances et propriétés des lubrifiants, la durée de vie des différents outils de mise en forme et influent sur les propriétés et la qualité du produit final.

Domiaty et Kassab⁴⁹ présentent la quantification des élévations de température en s'intéressant à l'effet des paramètres du procédé (vitesses, géométrie, réduction) et des propriétés des matériaux de façon à minimiser l'élévation de la température ; Ils confrontent un modèle analytique simple à des résultats de la littérature disponibles :

$$\sigma_f = \bar{Y} \left[\left(1 + \frac{\tan\alpha}{\mu} \right) \left(1 - \frac{R_f}{R_i} \right)^{\mu \cot\alpha} + \frac{4\alpha^2}{3\sqrt{3}} \left(\frac{1-r}{r} \right) \right] = \bar{Y} g(\alpha(r, \mu)) \quad (25.)$$

En faisant l'hypothèse que le comportement du matériau suit une loi de comportement de type puissance, définie par K et n :

⁴⁶ I.P. Kemp, G. Pollard, A.N. Bramley, *Temperature distributions in the high speed drawing of high strength steel wire*. Int. J. Mech. SCI., vol.27, n°11-12, 1985, pp.803-811

⁴⁷ N.A. Flanders, E.M. Alexander, *Analysis of wire temperatures and power requirements on multipass drawing productivity*. Wire Journal International, 1979, pp.60-64

⁴⁸ Y.S. Kim, D.H. Kim, *Development of the isothermal pass schedule program in a continuous high carbon steel wire drawing process considering the temperature drop*. Metal forming 2000, PIETRZYK et al (eds), 2000, p. 579-584

⁴⁹ Domiaty A. E., Kassab S. Z. *Temperature rise in wire drawing*. J Mater Process Technol 1998; 83:72-83

$$\bar{\sigma} = K \bar{\epsilon}^n, \text{ avec } \bar{Y} = \frac{K \bar{\epsilon}^n}{n+1} \quad (26.)$$

Les auteurs donnent une expression analytique de l'élévation de la température, ΔT , en fonction des paramètres du procédé :

$$\Delta T = \left[\frac{K}{\rho C (n+1)^2} \right] \left[\left(\ln \left(\frac{1}{1-r} \right) \right)^{n+1} \right] g(\alpha, r, \mu) \quad (27.)$$

Les auteurs présentent une comparaison de l'élévation de la température pour différents matériaux : aciers de différentes nuances, cuivre, bronze, alliage d'aluminium. Pour un matériau donné, l'élévation de température est déterminée en fonction d'autres paramètres du process (angle de travail et taux de réduction).

Pour différents matériaux, on détermine l'élévation de température avec des paramètres du procédé fixés. La figure 27 suivante représente donc l'élévation de température pour un taux de réduction r fixé, un angle α fixé et en fonction du type de matériau :

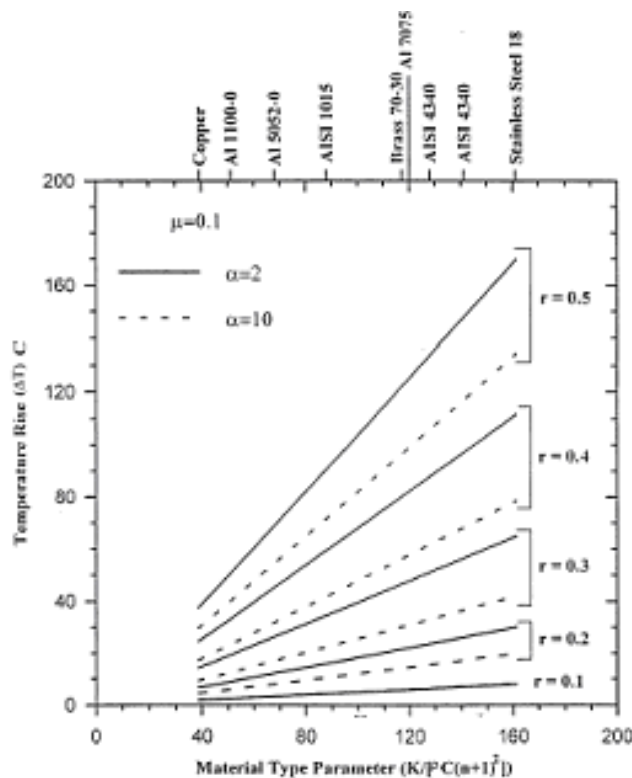


Figure 27. Elévation de température pour différents matériaux et des paramètres du procédé

Pour le cuivre par exemple, l'expression de l'élévation de température en fonction des paramètres procédé, du coefficient de frottement μ et angle de travail α est déterminée (figure 28). L'auteur note une forte dépendance au taux de réduction, l'échauffement est multiplié par 4 pour une réduction de section passant de 10 à 40%. Avec ces hypothèses, le coefficient de frottement n'a que peu d'influence sur l'échauffement. L'auteur note également un accroissement de la température moindre pour des valeurs de l'angle du cône de travail plus fortes.

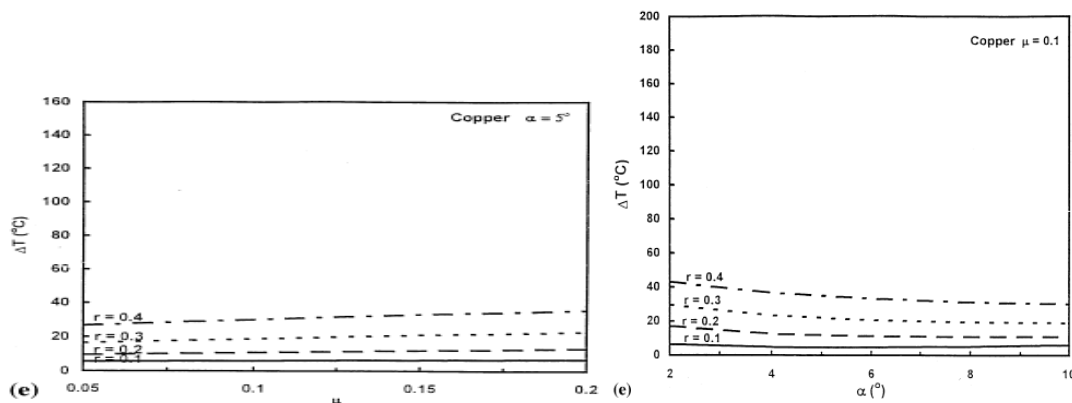


Figure 28. Elévation de la température en fonction de μ et α pour le cuivre.

Vijayakar⁵⁰ propose une modélisation sous le logiciel DEFORM (modèle élastoplastique d'un cuivre) des transferts thermiques, pour observer l'influence de la température sur la distribution de contraintes. Il propose une étude du couplage, paramétrique, dont les résultats sont synthétisés dans le tableau 5.

Angle de travail [°]	12	8	8	12	12
Coefficient friction	0.3	0.3	0.4	0.1	0.3
Réduction %	19	19	19	19	15.5
T°C surface initiale	375	450	550	200	270
T°C centre initiale	100	90	90	95	80
T°C surface après 0.01s	150	155	174	120	120
T°C centre après 0.01s	130	125	140	112	108
Tension résiduelle en surface (MPa)	200	300	400	90	150

Tableau 5. Evolution des températures superficielle et au centre et des tensions résiduelles de surface lors d'une passe de tréfilage et pour différentes valeurs des paramètres procédé

La longueur de contact (angles du cône de travail faibles) et la sévérité de la déformation (taux de réduction importants) engendrent des élévations de température et des tensions superficielles élevées.

I.3 Comportement et endommagement du fil

Un matériau plastique, contrairement aux matériaux élastiques, conserve après décharge une déformation irréversible. Formellement, le comportement plastique est complètement indépendant du temps : il est indépendant de la vitesse de déformation ; cette dernière n'évolue pas lorsque le chargement est maintenu constant. La déformation d'un matériau élastoplastique comporte une composante élastique réversible et une composante plastique qui ne l'est pas. Typiquement, les métaux possèdent un comportement viscoélastoplastique, tout au moins en première approximation pour des températures pas trop élevées.

La déformation d'un matériau viscoplastique est non seulement irréversible, mais de plus elle est fonction du temps. Elle dépend de la vitesse de chargement; elle évolue lorsque le chargement est maintenu constant.

I-3.1 Théorie de la plasticité

La théorie élasto-plastique comporte deux approches différentes chacune d'elle décrivant une échelle physique du comportement: la première est appelée approche phénoménologique (ou macroscopique) et la deuxième est appelée approche microscopique (ou modèle micro-macro). Les deux approches visent à décrire l'évolution de l'état de contrainte lors d'une succession de déformations.

Dans une approche phénoménologique, le comportement élasto-plastique du matériau est décrit par une enveloppe appelée surface de charge initiale. Définie dans l'espace des contraintes, cette surface fermée marque la limite élastique et le début de l'écoulement plastique

⁵⁰ S. Vijayakar, *Thermal influences on residual stresses in drawn wire - a finite element analysis*, Wire Journal International, 1997, pp116-119

du matériau pour les différentes configurations de chargement possibles, c'est une généralisation de la limite élastique uniaxiale.

On introduit dans l'approche phénoménologique la notion du critère de plasticité qui n'est autre qu'une description mathématique de la forme de la surface de charge initiale. Ce critère peut être isotrope (critère de Von Mises, Tresca, Hosford) ou anisotrope (critère de Hill48) Ces modèles se différencient entre eux par leur forme (fonctionnelle quadratique ou non quadratique), l'hypothèse de contrainte utilisée (contraintes planes, contraintes 3D), la prise en compte ou non des contraintes de cisaillement ainsi que par le nombre de paramètres utilisés dans ces critères.

Une fois la forme de la surface de charge initiale décrite par le critère de plasticité, l'approche phénoménologique introduit un modèle d'érouissage permettant de décrire l'évolution de la forme, la taille et la position de la surface de charge initiale au cours de la déformation. Un érouissage isotrope conduit à l'expansion de la surface de charge sans aucune distorsion de sa forme qui décrit la mise à jour de la surface de charge initiale au cours du chargement.

Après la définition de la surface de charge et du type d'érouissage, la troisième hypothèse sur laquelle repose l'approche phénoménologique est relative à la description de l'écoulement plastique, c'est à dire la description de la relation entre le tenseur taux de déformation d'un côté, le tenseur taux de contraintes et le tenseur des contraintes. On parle alors de loi d'écoulement plastique associée si le critère de plasticité est considéré comme étant le potentiel plastique, et de loi d'écoulement non associée si une deuxième fonction autre que le critère de plasticité est considérée (le plus souvent la fonction choisie est de la même forme mathématique que le critère de plasticité).

En revanche, dans une approche microscopique, les grandeurs macroscopiques telles que le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations sont typiquement déduites de la modélisation numérique du comportement des grains constituant le matériau.

L'approche phénoménologique est plus répandue en raison de sa commodité, sa relative facilité de mise en oeuvre, sa rapidité mais aussi souvent pour la précision suffisante de ses résultats. Par ailleurs, les deux approches peuvent être complémentaires dans la mesure où l'étude microscopique permet de comprendre les mécanismes de la déformation plastique et de valider des modèles phénoménologiques.

I.3.1.1 Comportement élasto-plastique

Le comportement élasto-plastique repose sur une décomposition de la déformation totale apparente en une partie élastique réversible et une partie plastique irréversible. Lorsque la partie élastique est suffisamment faible, il est courant d'adopter une décomposition additive du tenseur taux des déformations :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_e + \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{pl} \quad (28.)$$

$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_e, \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{pl}$ sont les tenseurs taux de déformation, respectivement, élastique et plastique. Le tenseur taux des déformations total $\boldsymbol{\varepsilon}$ correspond, dans l'hypothèse des petites déformations, à la partie symétrique du tenseur gradient du champ de vitesse \mathbf{V} , qui s'écrit :

$$\dot{\boldsymbol{\varepsilon}} = \frac{1}{2}(\text{grad}(\mathbf{V}) + \text{grad}(\mathbf{V})^T) \quad (29.)$$

L'élasticité traduit une déformation réversible du matériau. Le plus souvent, elle est considérée comme linéaire et isotrope. Dans ces conditions, le tenseur des contraintes de Cauchy est relié au tenseur taux de déformations élastiques par la loi de Hooke :

$$\dot{\boldsymbol{\sigma}} = 2\mu \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_e + \lambda \text{trace}(\dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_e) \mathbf{I} \quad (30.)$$

\mathbf{I} le tenseur identité, λ, μ sont les coefficients de Lamé déduits à partir des coefficients de Poisson ν et du module d'Young E par les relations suivantes:

$$\mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad \lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (31.)$$

La plasticité fait référence à un état de déformation irréversible que le matériau est susceptible d'atteindre une fois qu'il a franchi un état de contrainte seuil. Cet état seuil est décrit par la surface de charge f :

$$f = \bar{\sigma}(\boldsymbol{\sigma}) - \sigma_u ; \quad f \leq 0 \quad (32.)$$

Dans cette expression, le tenseur des contraintes $\boldsymbol{\sigma}$ est transformé en un scalaire représentatif $\bar{\sigma}$, appelé contrainte équivalente au sens du critère de plasticité. Cette contrainte est

comparée à une deuxième contrainte σ_u dite contrainte d'écoulement du matériau et qui représente la contrainte seuil plastique. Lorsque la contrainte équivalente est inférieure à la contrainte d'écoulement (i.e. $f < 0$), la déformation est purement élastique. Inversement, dès que la contrainte équivalente est égale à la contrainte d'écoulement plastique (i.e. $f=0$), le seuil est atteint et le matériau commence à se déformer plastiquement.

Pour un matériau écrouissable, la contrainte d'écoulement plastique évolue avec la déformation du matériau. On introduit alors la déformation plastique cumulée comme variable d'état interne permettant la description de l'état d'écrouissage. La contrainte d'écoulement devient alors :

$$\sigma_u = \sigma_u(\overline{\varepsilon}_{pl}) \quad (33.)$$

La déformation plastique cumulée, ou déformation plastique équivalente, n'est autre que l'intégration au cours du temps de la vitesse de déformation plastique équivalente :

$$\overline{\varepsilon}_{pl}(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}_{pl}(\tau) d\tau \quad (34.)$$

La vitesse de déformation plastique équivalente est un scalaire représentatif du tenseur taux des déformations plastiques. Pour un critère de Von Mises, la vitesse équivalente s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{pl} : \dot{\varepsilon}_{pl}} \quad (35.)$$

Etant donné que la déformation plastique correspond à une transformation irréversible du matériau, les lois de la thermodynamique postulent l'existence d'un potentiel dissipatif g dont dérive une relation entre le tenseur taux de déformation plastique et le tenseur des contraintes :

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \dot{\lambda} \frac{\partial g}{\partial \sigma} \quad \dot{\lambda} > 0 \quad (36.)$$

On note que le tenseur taux de déformations plastiques est défini suivant la normale au potentiel dissipatif convexe g avec une intensité définie par le multiplicateur plastique $\dot{\lambda}$. Jusqu'alors, on a postulé l'existence d'un potentiel plastique mais sans pour autant préciser sa forme.

Il est possible de choisir la surface de charge f comme étant le potentiel plastique dissipatif et d'en déduire la loi d'écoulement plastique, dite associée, et définie par :

$$\frac{\dot{\varepsilon}_{pl}}{\varepsilon_{pl}} = \dot{\lambda} \frac{\partial f(\sigma, \bar{\varepsilon}_{pl})}{\partial \sigma} \quad (37.)$$

Dans le cas où le potentiel plastique g diffère de la fonction de charge, la loi d'écoulement définie par l'équation est alors dite non associée.

Le potentiel plastique, en plasticité non associée, peut être choisi de la même forme mathématique que le critère de plasticité (fonction isotrope ou anisotrope, quadratique ou non).

Critères de plasticité

La surface de charge ($f=0$) délimite le domaine des déformations élastiques et le seuil de l'écoulement plastique. La forme de cette surface est définie par le critère de plasticité. Le terme d'écrouissage dans cette même équation caractérise la taille de la surface au cours du chargement.

A l'état initial, et avant tout écrouissage, la surface de charge peut s'écrire :

$$f = \bar{\sigma}(\sigma) - \sigma_0 = 0 \quad (38.)$$

où σ_0 est la limite élastique du matériau en traction uni-axiale, $\bar{\sigma}$ est la contrainte équivalente au sens du critère de plasticité.

Il existe une grande variété de critères de plasticité qui visent à modéliser le plus fidèlement possible le comportement des matériaux métalliques. Ces derniers peuvent être répertoriés en deux familles: les critères isotropes, et les critères anisotropes. Dans le cadre de nos études des critères isotropes ont été utilisés.

Critère isotrope

L'un des critères de plasticité isotrope les plus utilisés pour les matériaux métalliques ductiles est le critère de Von Mises (1913). Il est établi en considérant l'écoulement plastique comme insensible à la pression hydrostatique, il est défini dans un repère de contrainte orthonormé quelconque par l'expression suivante :

$$\bar{\sigma}(\sigma) = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{zz} - \sigma_{xx})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{zx}^2) \right]} \quad (39.)$$

Transformé dans le repère des contraintes principales, le critère se ramène à la somme des carrés de la différence entre les contraintes principales.

La propriété d'isotropie doit traduire l'indépendance de l'expression du critère de plasticité de tout changement de repère, en d'autres termes le critère est objectif. Le critère de Von Mises vérifie en particulier cette propriété, et il est donc possible de l'exprimer en fonction des invariants du tenseur des contraintes J_1, J_2, J_3 dont les expressions sont définies par :

$$J_1 = \text{trace}(\sigma) \quad J_2 = \frac{1}{2} [\text{trace}(\sigma)^2 - \text{trace}(\sigma^2)] \quad J_3 = \det(\sigma) \quad (40.)$$

Le critère de Von Mises s'écrit alors :

$$\bar{\sigma} = \sqrt{2J_2} \quad (41.)$$

Par ailleurs, étant donné l'invariance du critère à tout chargement sphérique de compression ou de traction, il est judicieux d'introduire le tenseur déviateur des contraintes s :

$$s = \sigma - \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) \quad (42.)$$

Pour lequel le critère s'écrit:

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} s : s} \quad (43.)$$

La surface de charge correspondante pour différents critères isotropes est représentée figure 29.

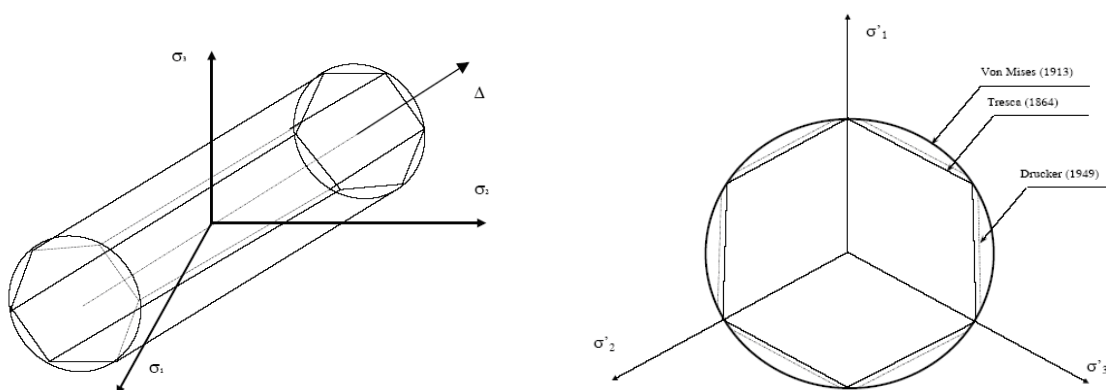
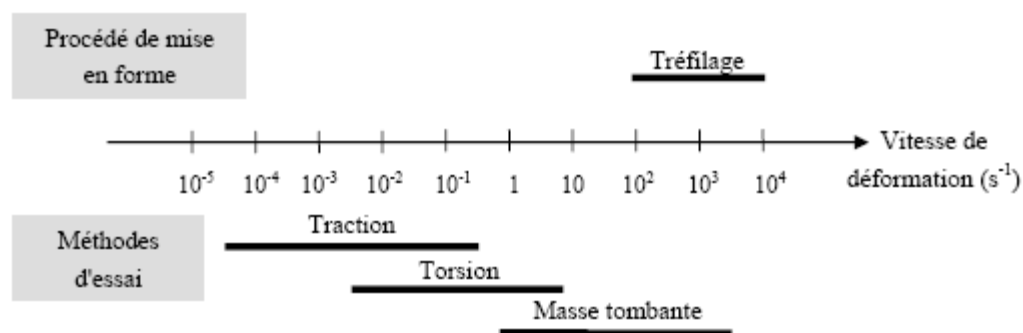


Figure 29. Représentation de la surface correspondant aux critères de Tresca et Von Mises et Drucker dans l'espace des contraintes principales (gauche) et dans le plan déviatorique (droite)

Il existe d'autres critères isotropes⁵¹⁵² tels que le Critère de Drucker (1949), le critère de Hershey-Hosford (1954-1972), les critères isotropes transverses de Hill et le critère non quadratique de Hosford (1972).

I.3.1.2 Modèles de lois de comportement

La connaissance de la loi de comportement d'un matériau est primordiale pour prévoir son écoulement lors de sa mise en forme et optimiser ainsi le procédé. La formalisation d'une loi de comportement consiste à identifier tous les paramètres qui ont un impact sur sa courbe contrainte-déformation. Ces paramètres sont la déformation imposée au matériau, la vitesse de déformation et la température. Le but est de lier la contrainte d'écoulement du matériau à ces paramètres de déformation. Toute la difficulté d'une telle détermination réside dans le choix d'un essai de caractérisation. Les plus connus et utilisés sont l'essai de traction, la torsion et l'essai de compression. Chacun correspond à un domaine de sollicitation particulier qui doit, dans la mesure du possible, se rapprocher le plus possible de celui du procédé de mise en forme étudié (figure 30). Le tréfilage est un procédé où l'influence de la vitesse de déformation et la température est très importante. Par conséquent, ces deux facteurs doivent intervenir dans la loi de comportement et d'endommagement des matériaux utilisés dans le tréfilage (cuivre et aluminium et alliage) dans une perspective de modélisation par éléments finis.



⁵¹ M. Ben Tahar, *Contribution à l'étude et la simulation du procédé d'hydroformage*, Thèse Ecole des mines de Paris, 2005

⁵² A. Khalfallah, *Identification des lois de comportement élastoplastiques par essais inhomogènes et simulations numériques*, Thèse faculté des sciences de Tunis, 2004

Figure 30. Gammes de vitesses de déformations relatives au tréfilage et aux méthodes d'essais⁵³

Le tableau 6 présente des lois de comportement qui tiennent compte de l'influence de la température et la vitesse de déformation, couramment utilisées pour la modélisation en grande vitesse de déformation.

Modèle	Formulation	Coefficient
Johnson Cook ⁵⁴	$\sigma_{eq} = \left(A + B * (\epsilon_{eq}^p)^n \right) \left(1 + C * \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_{eq}^p}{\dot{\epsilon}_{eq^o}^p} \right) \right) \left(1 + \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right)$ <p style="text-align: right;">(44.)</p>	A, B, C, m
Zerilli et Armstrong ⁵⁵	<p>Dans le cas des matériaux à structure cc:</p> $\sigma_0 = C_0 + C_1 \exp[-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon}] + C_5 \dot{\epsilon}^{-n}$ <p style="text-align: right;">(45.)</p> <p>Dans le cas des matériaux à structure cfc :</p> $\sigma_0 = C_a + C_2 \dot{\epsilon}^{-1/2} \exp(-C_3 T + C_4 T \ln \dot{\epsilon})$ <p style="text-align: right;">(46.)</p>	C _i
Norton-Hoff ⁵⁶	$\sigma_0 = (\sqrt{3})^{m+1} K_0 (\epsilon + \epsilon_0)^n e^{(\beta/T)} (\dot{\epsilon})^m$ <p style="text-align: right;">(47.)</p>	K ₀ , m, β
Hamouda-Hashmi ⁵⁷	$\sigma_0 = K G_1(T) \epsilon^{n\alpha(\epsilon, T)} [1 + (m \dot{\epsilon})^p]$ <p style="text-align: right;">(48.)</p>	K, G ₁ , n, m, α, p
Hansel-Spittel ⁵⁸	$\sigma_0 = A e^{m_1 T} T^{m_2} (\epsilon + \epsilon_0)^{m_2} e^{m_4 (\epsilon + \epsilon_0)} (1 + (\epsilon + \epsilon_0))^{m_5 T} e^{m_7 (\epsilon + \epsilon_0)} (\dot{\epsilon})^{m_3} (\dot{\epsilon})^{m_8 T}$ <p style="text-align: right;">(49.)</p>	A, m _i

⁵³ E. Felder, *Cours Mise en forme des métaux : Présentation des procédés et des méthodes d'approche - rhéologie et essais rhéologiques*, Séminaire CEMEF, 2002

⁵⁴ G. J. Johnson, W. H. Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*, Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983, pp. 541-547.

⁵⁵ F. J. Zerilli, R. W. Armstrong, *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*, J. Appl. Phys. 61 (5), 1987, pp1816-1825.

⁵⁶ P. Montmitonnet, J. L. Chenot, *Introduction of anisotropy in viscoplastic 2D and 3D finite-element simulations of hot forging*, J. Mater. Process. Technol. 53, 1995, pp662-683

⁵⁷ A. M. S. Hamouda, *Effect of energy losses during an impact event on the dynamic flow stress*, J. Mater. Process. Technol. 124, 2002, pp209-215.

⁵⁸ X. Duan, T. Sheppard, *Computation of substructural strengthening by the integration of metallurgical models into the finite element code*, Comput. Mat. Sci. 27, 2003, pp250-258

Tableau 6. Les modèles de déformation plastique des métaux.

Parmi les modèles utilisés dans la littérature, nous nous sommes particulièrement intéressés au modèle de Johnson-Cook⁵⁴. Celui-ci permettant d'étudier l'influence de la vitesse de déformation et de la température sur le comportement du matériau suivant la relation :

$$\sigma_{eq} = \left(A + B * (\epsilon_{eq}^P)^n \right) \left(1 + C * \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_{eq}^P}{\dot{\epsilon}_{eq0}^P} \right) \right) \left(1 + \left(\frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right)^m \right) \quad (50.)$$

Avec :

ϵ_{eq}^P est la déformation plastique équivalente;

$\dot{\epsilon}_{eq}^P$ et $\dot{\epsilon}_{eq0}^P$ sont respectivement la vitesse de déformation équivalente avec $\dot{\epsilon}_{eq}^P = \frac{V_t}{l}$ telle que V_t est la vitesse de traction (mm/mn), et l la longueur de l'éprouvette (mm) et $\dot{\epsilon}_{eq0}^P$ le seuil à partir duquel la vitesse de déformation est prise en compte (vitesse de l'essai quasi-statique).

$\frac{T - T_a}{T_f - T_a}$ est une température adimensionnée avec T_f la température de fusion du matériau considéré et T_a la température ambiante.

Le premier terme d'écrouissage correspond à la contrainte d'écoulement à vitesse de déformation constante ($\dot{\epsilon}_{eq}^P = \dot{\epsilon}_{eq0}^P$) et à température constante ($T = T_a$).

A est la limite élastique et B et n sont respectivement les paramètres linéaire et non linéaire d'écrouissage⁵⁹

Le terme suivant est un facteur caractérisant le durcissement dynamique du matériau. Ce terme dépend donc de la vitesse de déformation. C est le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation (facteur dynamique).

Le troisième terme de la loi est un facteur correspond au phénomène d'adoucissement thermique et m est l'exposant d'adoucissement thermique.

Le calcul de la température est réalisé dans chaque élément du maillage, par résolution de l'équation de la chaleur pour un échauffement adiabatique :

⁵⁹ N. Ranc: *Etude des champs de température et de déformation dans les matériaux métalliques sollicités à grande vitesse de déformation*, Thèse de doctorat, Université Paris X, Nanterre, 2005

$$\rho \cdot C_p \cdot \dot{T} = 0,9 \left(\overline{\overline{\sigma}} : \overline{\overline{\dot{\epsilon}^p}} \right) \quad (51.)$$

Où ρ , C_p sont respectivement la masse volumique et la chaleur spécifique équivalente du matériau, \dot{T} est la variation temporelle de la température dans l'élément de volume considéré, $\overline{\overline{\sigma}}$ et $\overline{\overline{\dot{\epsilon}^p}}$ sont les tenseurs de contraintes et de vitesses de déformation plastique dont le produit tensoriel doublement contracté donne l'énergie de déformation plastique. Le terme correctif 0.9 appliqué à cette dernière correspond à la part prise (prise ici à 10%) par l'énergie non récupérable, stockée dans le matériau.

La détermination des constantes A , B , C , n et m requiert un certain nombre d'expérimentations. Les trois paramètres A , B et n sont déterminés par des essais mécaniques quasi-statiques isothermes (faibles vitesses de déformations), alors que les paramètres m et C sont déterminés par des essais dynamiques (grandes vitesses de déformations).

Le tableau 7 suivant présente les valeurs des paramètres de Johnson-Cook trouvées dans la littérature pour différents matériaux.

	A MPa	B MPa	C	n	m	Tf (K)	$\dot{\epsilon}_0$ [s ⁻¹]	Matériaux	Application
⁶⁰	866	318	0,008	0,25	1,005	1943	0,057	Alliage de Titane TA6V	Grande vitesse de déformation
⁶¹	90	292	0,025	0,31	1,09	1356	1	Cuivre OFHC	Grande vitesse de déformation
⁶²	490	383	0,0123	0,45	0,94	1800	0,0005	Acier E460	Grande vitesse de déformation
	352	440	0,0083	0,42	1	1800	0,0003	Alliage Aluminium 2024	Grande vitesse de déformation
⁶³	595	580	0,023	0,133	1,03	1793	0,001	Acier 42 CD4	Coupe par abrasion
⁶⁴	1010	444	0,2	1,615	1		238	Acier NCD 16	Coupe orthogonale

Tableau 7. Paramètres de la loi de comportement Johnson-Cook

⁶⁰ A. Rouxel, *Contribution à l'étude et la modélisation du comportement sous sollicitations dynamiques d'alliages à haute limite élastique*, Thèse de doctorat, Université de Nantes, 1991

⁶¹ L. Campagne, *Modélisation de la viscoplasticité et de l'endommagement en grande vitesse de déformation*, Université Strasbourg I, 2003

⁶² X Teng, T Wierzbicki, *Evaluation of six fracture models in high velocity perforation*. Engineering fracture mechanics 73:1212, pp1653-1678, 2006

⁶³ M. Barge, *Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion*, thèse. E.C.L., Lyon, 2005

⁶⁴ P. Caestecker, A. Gavrus, E. Ragneau, *Mise en évidence de l'influence de la loi de comportement sur la génération de la surface d'un copeau lors de la simulation numérique de la coupe orthogonale*, The Annals of "Dunarea De Jos" University Of Gala, 2006, pp5-10.

Les valeurs des paramètres de la loi de Johnson-Cook du tableau 7 nous permettront d'avoir une idée globale sur l'ordre de grandeur de ces paramètres pour nos matériaux mis en jeu lors du tréfilage : l'aluminium, le cuivre et leurs alliages.

I-3.2 Phénomène d'endommagement

I.3.2.1 Généralités

Afin de modéliser et de correctement caractériser les matériaux mis en forme pendant le tréfilage, les phénomènes d'endommagement doivent être considérés.

Nous présentons dans cette partie les principaux modèles d'endommagement susceptibles d'être exploités dans nos travaux de recherche.

On nomme ductilité l'aptitude d'un matériau à subir une déformation irréversible sans se rompre. Ainsi, dans le contexte de la mise en forme des métaux, la ductilité est un paramètre très important à connaître, à contrôler et éventuellement à modifier. Dans la plupart des cas, comme par exemple en traction uniaxiale, la ductilité est limitée par deux facteurs pouvant combiner leurs effets : l'instabilité et l'endommagement.

Le premier d'entre eux, qui peut revêtir des formes très diverses suivant la géométrie de l'échantillon et la sollicitation imposée (par exemple, striction diffuse ou localisée, bandes de cisaillement), joue un rôle prédominant dans le cas des produits plats (emboutissage des tôles). En revanche, l'endommagement est le principal facteur limitant la ductilité dans les produits massifs.

Au sens où nous l'entendons, l'endommagement désigne la formation (ou amorçage) de microcavités, puis la croissance et la coalescence de celles-ci au cours de la déformation plastique, ce processus conduit à la rupture ductile du matériau. Les faciès de rupture correspondants sont caractérisés par la présence de cupules (figure 31). L'observation fréquente d'inclusions ou de fragments d'inclusions au fond des cupules indique que l'amorçage de l'endommagement est essentiellement lié à la présence d'hétérogénéités dans le matériau.

En pratique, l'apparition de défauts au cours d'une opération de mise en forme revêt des aspects variables en fonction du chemin de déformation imposé.

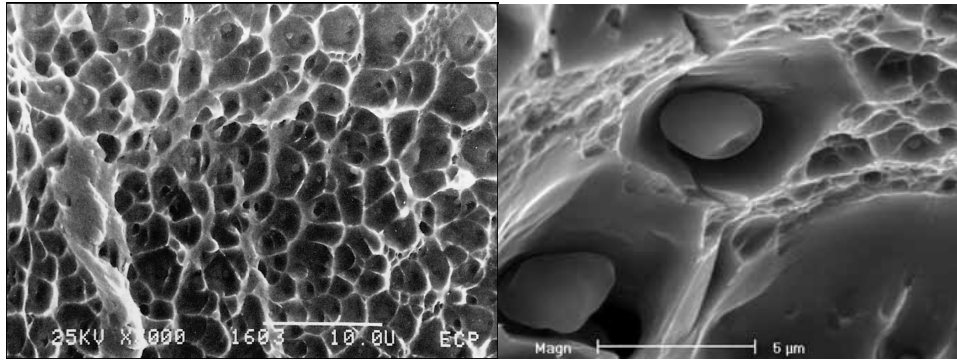


Figure 31. Fractographie d'un acier inoxydable austénitique (à gauche) dans un alliage d'aluminium (à droite) montrant des cupules de ruptures ductiles

Dans des barres d'acier extrudées à froid, des décohésions peuvent au contraire apparaître à cœur et ne pas déboucher en surface, produisant des défauts « en chevron » en surface ou de décohésions centrales (figure 32).

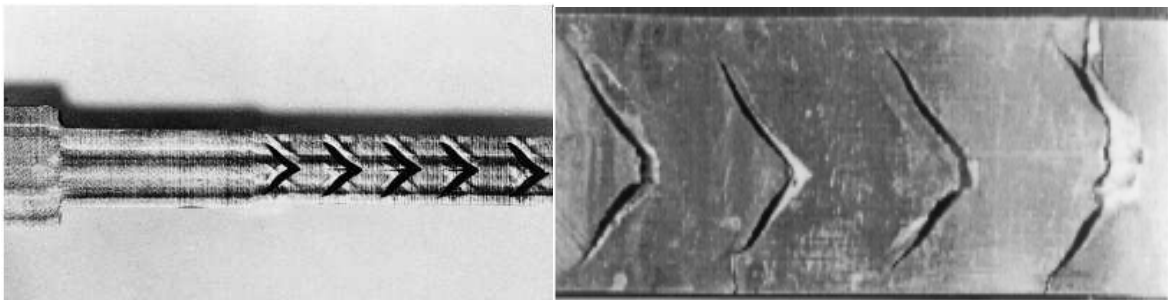
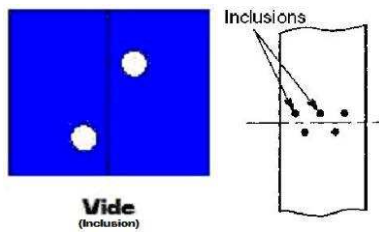


Figure 32. Défaut "en chevron" dans une barre d'acier extrudée à froid. Et décohésion centrale dans le fil après le tréfilage (à droite)

I.3.2.2 Mécanismes d'endommagement :

On désigne par endommagement les phénomènes de création de nouvelles surfaces libres au sein d'un matériau sous l'effet d'une sollicitation. Ces nouvelles surfaces résultent de microfissurations progressives dans la microstructure par fracture ou décohésion. Ces phénomènes apparaissent dans les matériaux hétérogènes quand les incompatibilités entre phases (domaines aux propriétés physiques ou mécaniques différentes) ne peuvent plus être totalement accommodées par contraintes internes élastiques ou par déformation plastique.



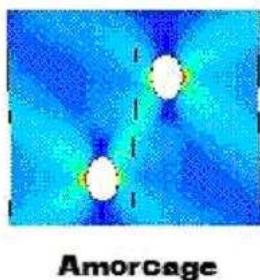
Le lien entre perte de ductilité et présence d'impuretés dans les alliages est connu depuis le début de l'ère industrielle.

C'est au voisinage des inclusions quand il y en a, qu'apparaît le plus souvent l'endommagement. Les micro-hétérogénéités sont donc des sites privilégiés, étant à la fois des points faibles du matériau (phases souvent fragiles dans une matrice ductile) mais également des sources de forte concentration de contraintes.

Dans un processus d'endommagement on distingue généralement trois étapes (figure 33). Ce processus nécessite des déformations plastiques importantes pour les métaux.

- La germination (ou amorçage) qui représente le début de la création de nouvelles surfaces au sein du matériau (fissures courtes ou cavités).
- La croissance des cavités formées et / ou de l'extension par l'intermédiaire de l'ouverture des microfissures.
- La rupture finale, par coalescence des cavités amorcées qui ont atteint un nombre ou une taille critique.

Nucléation / Germination (l'amorçage) :



Cette phase constitue la première phase du processus d'endommagement. Elle exprime le passage d'un milieu continu à un milieu discontinu (apparition de trous ou cavités)

On appelle germination la création de cavités au cours du processus de déformation plastique. Les sites à partir desquels les cavités sont créées sont liés à des aspects métallurgiques et dépendent des champs mécaniques existants. On peut, à notre sens, et de façon simplifiée distinguer deux aspects de la germination.

Le premier aspect correspond à la germination des cavités dès le début de la déformation plastique, ce processus prend également naissance à partir des particules de seconde phase. Le deuxième aspect participe directement au processus de coalescence. Il correspond à la germination de cavités à partir d'une seconde population de particules de tailles plus petites.

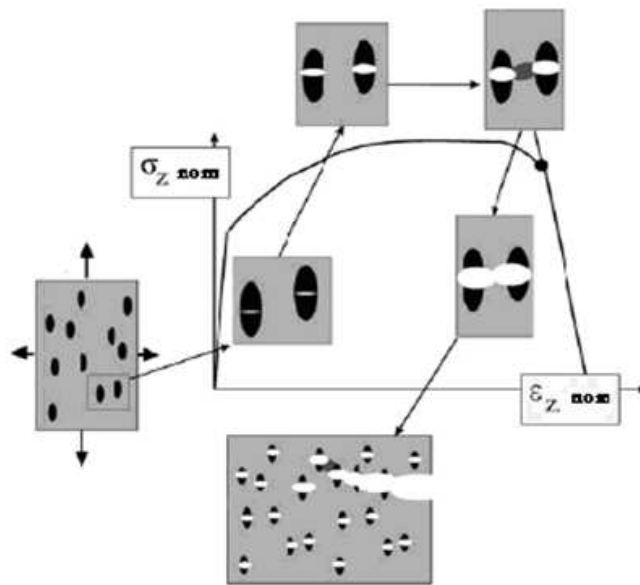
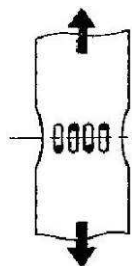
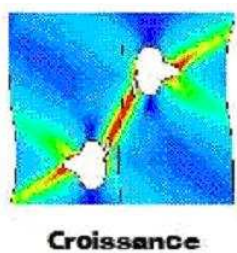


Figure 33. Les phases de la déchirure ductile⁶⁵

La germination est alors la conséquence de la localisation de la déformation entre les cavités issues des grosses inclusions. Dans les métaux possédant une population inclusionnaire (particules de seconde phase non métalliques), la germination des cavités a souvent lieu à partir de ces inclusions. Lorsqu'il n'y a pas de particules de seconde phase, la germination peut avoir lieu à partir de bandes de glissement bloquées.

La croissance :



Le mécanisme de la croissance est certainement celui des trois qui a été le plus étudié au niveau des mécanismes rentrant en jeu mais également dans les modèles qui ont été proposés pour le décrire. Un des facteurs prédominant est la contrainte hydrostatique de tension.

Elle a lieu d'une part par multiplication des sites d'amorçage (multi amorçage de sites ou amorçage sur de nouveaux sites) et d'autre part par augmentation de la dimension des sites déjà initiés (ouverture des microfissures ou croissance des cavités)

⁶⁵R. Taktak, *Etude de la déchirure ductile basée sur un modèle de croissance de cavités*. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologie de Lille 1, 2008

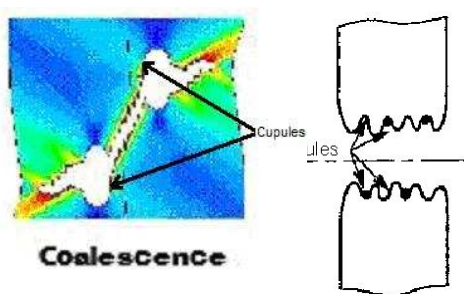
On peut observer que durant cette croissance la taille des cupules croît avec la triaxialité.

Dans certains matériaux, notamment ceux contenant une forte fraction volumique d'inclusions, un nombre critique de sites d'amorçage conduit directement à une coalescence spontanée menant à la rupture finale. Mais pour d'autres matériaux, les cavités à l'interface inclusion / matrice ou les fissures dans les inclusions peuvent se développer avant rupture.

Quand l'amorçage se produit par rupture d'une inclusion fragile dans un métal, la fissure créée est bloquée quand elle arrive dans la matrice qui présente localement une ténacité beaucoup plus forte. Au fil de la déformation plastique, son ouverture augmente mais sa largeur reste égale à la dimension de l'inclusion. Dans le cas d'une décohésion, la surface libre de contrainte associée à la porosité entraîne une concentration de contrainte et de déformation locale dans la matrice. En augmentant la déformation plastique dans la matrice, la cavité va subir une croissance de volume essentiellement dirigée selon l'axe de sollicitation.

Dans le cas d'une cavité libre, la particule, à l'origine de l'endommagement, ne joue aucun rôle dans la croissance. Après décohésion autour de la particule, la cavité tend à augmenter sa dimension radiale dans chaque direction. La particule est alors isolée au sein de la cavité et sa présence peut être négligée. Au contraire, lorsque la cavité tend à se contracter dans une direction, la particule constitue un obstacle et va engendrer des contraintes.

La coalescence :



Ce mécanisme, difficile à étudier à cause de son caractère catastrophique, fait l'objet ces dernières années d'une attention particulière.

La coalescence est le stade ultime de la rupture ductile, elle se produit par rupture du ligament qui joint les cavités (et non pas par l'agrandissement des cavités jusqu'à se toucher).

Lors des chargements monotones, l'endommagement est généralement diffus. La rupture apparaît par coalescence entre microfissures ou entre cavités. Expérimentalement, il semble que

les jonctions entre microfissures ou cavités apparaissent très rapidement au dessus d'une valeur seuil de la fraction, de la taille ou de la distance entre les défauts résultant de l'amorçage et de la croissance. Cette jonction se fait par fissuration des ligaments de matrice, souvent dans des zones fortement écrouies autour des sites d'amorçage.

La coalescence des cavités est certainement le stade le moins connu, car la coalescence est un phénomène bref et très localisé. Les premiers modèles de rupture ont supposé que les cavités croissent jusqu'à se toucher. Ce critère surestime largement les déformations à rupture. De plus, il a été observé que les cavités atteignent un rayon critique inférieur à la distance qui les sépare. La coalescence se produit par rupture du ligament joignant les cavités, où la déformation est localement très importante. Ce phénomène peut se réaliser de diverses manières: striction interne des pédoncules séparant les cavités; décohésion par cisaillement parallèlement à un plan de glissement; réunion de cavités principales par déchirement ductile du métal et formation de petites cupules secondaires.

I.3.2.3 Modèles liés à la mécanique des milieux continus endommageables.

La rupture dynamique par tension entraîne de grandes vitesses de propagation de fissures dans les matériaux fragiles et la croissance de vides dans les matériaux ductiles⁶⁶. Les premières modélisations ont été réalisées sur des géométries de cavités bien déterminées telles que des cavités cylindriques, cavités sphériques..... La croissance de cavités nécessite de considérables déformations plastiques. Les critères de rupture proposés depuis quelques dizaines d'années s'expriment en terme de caractéristiques des cavités : volume ou rayon critique pour Oyane.⁶⁷, Mc Clintock⁶⁸, Rice et Tracey⁶⁹ ou plus généralement d'une fonction représentative en terme de

⁶⁶ S. Hanim, *Modélisation de l'écaillage d'un aluminium et d'un acier, effet de la température initiale*, thèse de doctorat de l'université de Metz, 1998.

⁶⁷ M. Oyane, *Criteria for ductile fracture and their applications*, *J. of Mechanical Working Technology*, Vol.4, 1980, p.65-81.

⁶⁸ F.M. McClintock, *A criterion for ductile fracture by the growth of holes*, *J.Appl. Mec.*, Vol.35, 1968, p.363-371.

⁶⁹ J.R. Rice, D. M.Tracey, *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.17 (3), 1969, pp. 201-217.

déformation ou d'énergie⁷⁰ du phénomène de rupture ductile. Nous présentons brièvement ces différents modèles dans ce qui suit.

I.3.2.4 Modèle découplés : Critères de rupture selon une approche phénoménologique

Modèle d'endommagement de Johnson et Cook

Johnson et Cook⁷¹ ont proposé un modèle d'endommagement purement phénoménologique basé sur un paramètre critique de dommage. La loi est un modèle cumulatif de la variable d'endommagement D , fonction de la déformation plastique équivalente cumulée $\Delta \epsilon_{eq}^P$ et la déformation plastique équivalent à la rupture $(\epsilon_{eq}^P)_f$:

$$D = \sum \frac{\Delta \epsilon_{eq}^P}{(\epsilon_{eq}^P)_f} \quad (52.)$$

Avec :

$$(\epsilon_{eq}^P)_f = \left(D_1 + D_2 \exp \left(D_3 \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right) \right) \left(1 + D_4 \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_{eq}^P}{\dot{\epsilon}_{eq}^P} \right) \right) \left(1 + D_5 \frac{T - T_a}{T_f - T_a} \right) \quad (53.)$$

Où σ_m est la contrainte hydrostatique $\sigma_m = \frac{1}{3} tr(\sigma)$ et σ_{eq} la contrainte équivalente de Mises $D_{1,2,3,4,5}$ sont des constantes de matériau. Ce critère permet de prendre en compte les effets de la contrainte, de la déformation et de la température sur l'endommagement. Lorsque D atteint 1, Les composantes du tenseur des contraintes déviatoriques sont mises à zéro pour modéliser la rupture.

⁷⁰ P. Hartley, I. Pillinger, C. Sturgess, *Numerical modeling of material deformation processes: research, development and application*, 1992, Springer Verlag

⁷¹ G.R. Johnson, W.H Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*, Proc. 7th Int. Symp. on ballistics, The Hague, Netherlands, 1983, p. 541.

Le premier terme D_1 représente un seuil de déformation plastique équivalente à partir duquel apparaît la nucléation des cavités.

Le deuxième terme $D_2 \exp\left(D_3 \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right)$ représente la croissance des cavités. Les autres termes de l'expression permettent de prendre en compte l'influence de la vitesse de la déformation et de la température sur l'endommagement.

Le tableau 8 présente les valeurs des paramètres de la loi d'endommagement de Johnson et Cook trouvées dans la littérature pour l'Aluminium :

D1	D2	D3	D4	D5	Application
0,06	4,08	-1,27	0	0	Grande vitesse de déformation

Tableau 8. Paramètres de la loi d'endommagement Johnson Cook pour l'Aluminium.30

Modèle de Cockcroft-Latham

Latham et Cockcroft (1968) ont proposé un modèle découplé de la déchirure ductile. En utilisant un critère de rupture faisant intervenir l'endommagement sous une forme simplifiée.

L'expression du critère d'énergie de Latham et Cockcroft est donnée sous forme mathématique de l'équation suivante :

$$\int_0^{\varepsilon_r} \max(\sigma_1, 0) d\varepsilon = C \quad (54.)$$

où σ_1 est la contrainte principale maximale, ε_r est la déformation équivalente à la rupture. C désigne la valeur critique de l'endommagement. Pour la modélisation éléments finis, l'intégrale

précédente est exprimée sous la forme de la somme $\sum_{i=1}^n (\sigma \cdot \delta\varepsilon)_i = C$

où n est le nombre d'étapes de la simulation.

Ce critère ne fait intervenir qu'un seul paramètre ajustable C, ayant la dimension d'une énergie par unité de volume. La valeur du critère C est considérée comme une constante et est

calculée par l'intégrale sur la courbe de comportement de matériau. Ce modèle découplé ne permet pas de prendre en compte l'endommagement progressif avant la phase finale de rupture.

La valeur de l'énergie de l'élément est calculée par la formule :

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \{\sigma\}^T \{\epsilon^{el}\} vol_i + E_e^{pl}$$

Où n : nombre de points de l'intégration, $\{\sigma\}$: vecteur de contrainte, $\{\epsilon^{el}\}$: vecteur de déformation élastique, vol_i : volume de point d'intégration, E_e^{pl} : énergie de déformation plastique.

Exemple de modélisation de l'endommagement

KO et al⁷² ont développé une simulation basée sur un modèle élastoplastique avec variable d'endommagement. Les auteurs utilisent le critère de Cockcroft-Latham La figure 34 montre un résultat de simulation pour une configuration géométrique donnée, d'une part la valeur de la pression hydrostatique est calculée et d'autre part la valeur du critère d'endommagement est déterminé pour le matériau considéré.

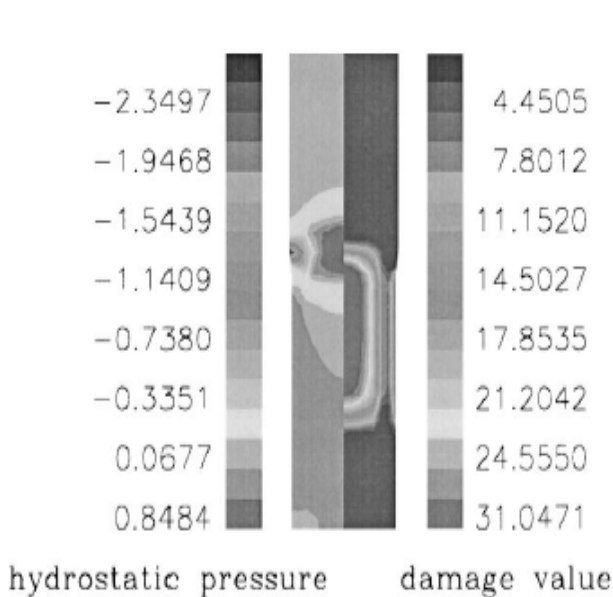


Figure 34. Pression hydrostatique et variable d'endommagement (critère de Cockcroft-Latham)

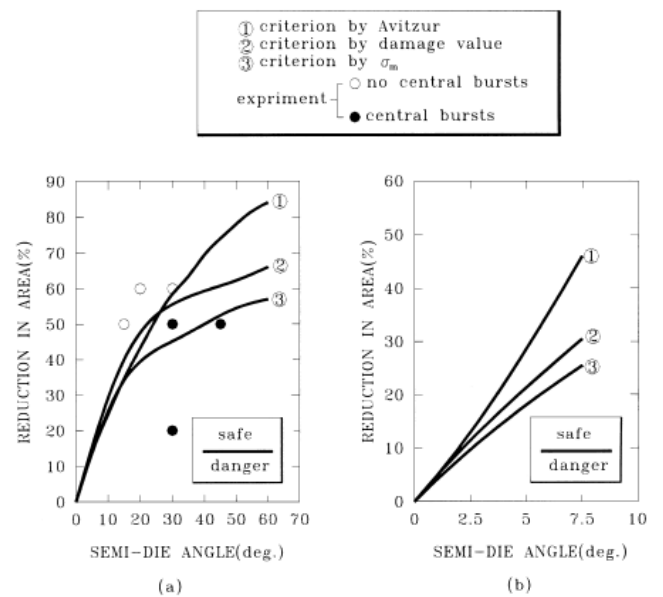


Figure 35. Critères de formation de décohésion et d'endommagement pour l'extrusion (a) et le

⁷² D.C. Ko, E. Depraetere, O. Giroux, *The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing*, Journal of Materials Processing Technology 102, 2000, pp19-24

pendant le tréfilage

tréfilage (b)

Ces différentes simulations permettent d'obtenir des critères pour la formation de décohesion centrale (central burst). La figure 35 suivante présente donc ce critère en fonction de l'angle du cône de travail et de la réduction de section pour l'extrusion(a) et le tréfilage (b) et propose une comparaison avec des résultats expérimentaux disponibles.

I.3.2.5 Modèles couplés

Modèle de Gurson ⁷³

De nombreux auteurs, Rice et Tracey⁶⁹, Mc Clintock⁶⁸, Oyane⁶⁷, Huang et Hutchinson⁷⁴, ont modélisé la croissance de cavités en considérant leurs formes géométriques. Une autre approche a été développée consistant non plus à considérer la géométrie des vides mais à analyser un matériau comportant des vides de différentes tailles : un milieu poreux avec une distribution uniforme de vides (matériau homogène et isotrope). Une porosité f_v est alors introduite.

Le modèle de Gurson est un modèle continu où l'endommagement est couplé à la plasticité. Il est reconnu comme apte à décrire le seuil d'écoulement d'un matériau poreux dont la matrice est rigide parfaitement plastique et obéit au critère de Von Mises, pour des porosités faibles. Ce modèle, modifié par différents auteurs comme nous allons le voir, a néanmoins été utilisé dans de nombreux travaux sur la rupture ductile des métaux.

Ce critère s'écrit sous la forme suivante :

$$\Phi(\sigma_e, \sigma_y, f_v) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y} \right)^2 + 2f_v \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - f_v^2 = 0 \quad \text{avec} \quad f_v = \frac{V_{\text{vides}}}{V_{\text{vides}} + V_{\text{matrice}}} \quad (55.)$$

⁷³ A.L Gurson, *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, J. Engng Mater. Techno., 1977, Vol.99, p.1-15

⁷⁴ Y.Huang, J.W., Hutchinson *Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields*, J. Appl. Mech., Vol.58, 1991, pp1084-1086.

où f_v est la porosité, σ_e est la contrainte équivalente de Von Mises, σ_y est la limite élastique de la matrice, σ_m est la contrainte hydrostatique et V_{vides} et V_{matrice} , sont respectivement les volumes des vides présents dans la matrice et le volume de la matrice.

La loi d'évolution du dommage s'écrit :

$$\frac{\dot{f}_v}{f_v \dot{\epsilon}_e^p} = \frac{3}{2} (1 - f_v) \sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2}\right) \left[1 + f_v^2 - 2f_v \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2}\right) \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (56.)$$

A faible porosité ($f_v \ll 1$, $\sigma_e \cong \sigma_y$) et en considérant des cavités sphériques, la loi de dommage s'écrit :

$$\frac{\dot{R}}{R} = \frac{\epsilon_e^p}{2} \sinh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_e}\right) \quad (57.)$$

où R est le rayon de la cavité sphérique.

Ce modèle fut modifié par différents auteurs comme nous allons le voir et a été utilisé dans de nombreux travaux sur la rupture ductile des métaux. Il est plus phénoménologique que physique, même si la croissance des cavités est modélisée par un paramètre observable qui est la fraction volumique f_v . Néanmoins, ce modèle ne prend pas en compte l'interaction entre vides. Pour tenir compte de cette interaction, Tvergaard⁷⁵ a modifié le modèle de Gurson.

Modèle de Tvergaard⁷⁵

Dans le cas de cavités sphériques, la condition d'écoulement s'écrit:

$$\psi(\sigma_e, \sigma_y, f_v, \sigma_m) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y}\right)^2 + 2q_1 f_v \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_y}\right) - 1 - q_3 f_v^2 = 0 \quad \text{avec} \quad f_v = \frac{V_{\text{vides}}}{V_{\text{vides}} + V_{\text{matrice}}} \quad (58.)$$

où q_1, q_2 et q_3 sont des caractéristiques du matériau introduites par Tvergaard pour d'une part être en meilleur accord avec les résultats de localisation de l'endommagement obtenus par calcul par

⁷⁵ V. Tvergaard, *On localization in ductile materials containing spherical voids*. International journal of fracture, Mech, Int. Journal of Fract. Mech., Vol.18, 1982, pp.237-252.

éléments finis et d'autre part pour corriger une insuffisance du critère de Gurson. En effet, le critère de Gurson prévoit la perte de résistance du matériau en cisaillement pur à une porosité de 100%. Or cette valeur est surestimée. Tvergaard a ainsi introduit une porosité apparente $q_1 f_v$. Si $q_1=q_2=q_3 = 1$, on retrouve le modèle initialement proposé par Gurson. Les valeurs de q_1 et q_2 couramment utilisées sont comprises entre 1 et 2 selon le matériau poreux ductile considéré. On utilise souvent l'égalité $q_3 = q_1^2$. De plus si la porosité est nulle, on a $\psi = 0$ qui correspond au critère de Von Mises. D'autres auteurs comme Tvergaard et Needleman ont généralisé ce modèle à une matrice viscoplastique suivant une loi puissance avec écrouissage et adoucissement thermique.

Modèle de Gurson, Tvergaard et Needleman (G.T.N.)^{76, 77}

La porosité f_v dans l'équation (59.) fut remplacée par une porosité effective f_v^* . Ainsi, le critère de Gurson, Tvergaard et Needleman (que nous appellerons par la suite le critère G.T.N.) s'écrit :

$$\psi(\sigma_e, \sigma_y, f_v^*, \sigma_m) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_y} \right)^2 + 2q_1 f_v^* \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_y} \right) - 1 - q_3 f_v^{*2} = 0$$

$$\text{avec } f_v^* = \begin{cases} f_v & \text{pour } f_v \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u - f_c}{f_f - f_c} (f_v - f_c) & \text{pour } f_v \geq f_c \end{cases}$$

(59.)

où f_c est la porosité à partir de laquelle la porosité effective f_v^* croit plus vite que la porosité vraie f_v ce qui pourrait être assimilé à une amorce de coalescence, f_f est la valeur de la porosité vraie à partir de laquelle la rupture se déclenche.

Germination et croissance

La variation de la porosité du matériau, notée \dot{f} , provient de deux sources microscopiques : la germination et la croissance de cavités :

$$\dot{f} = \dot{f}_{\text{nucléation}} + \dot{f}_{\text{croissance}}$$

⁷⁶ V. Tvergaard, A. Needleman, *Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*, Acta Metall. Mater., Vol.32., 1982, pp157-169.

⁷⁷ V. Tvergaard, *Material failure by void growth to coalescence*, Adv. Appl. Mech., Vol.27, 1990, pp83-151

Le terme de germination est délicat à déterminer. Needleman et Rice ont proposé une équation de la forme : $\dot{f}_{\text{nucléation}} = A\dot{\sigma}_y + B\text{tr}\left(\frac{\dot{\sigma}}{3}\right)$ où A et B sont des fonctions exponentielles de la contrainte ou de la déformation selon si la germination est contrôlée par la contrainte ou la déformation⁷⁷.

Dans le cas où la matrice est plastique incompressible, la conservation de la masse permet d'écrire, (avec $\dot{\epsilon}_{kk}$ somme des composantes normales du taux de déformation plastique) :

$$\dot{f} = (1 - f)\dot{\epsilon}_{kk} \quad (60.)$$

Autres extensions du modèle de Gurson

D'autres extensions du modèle de Gurson ont été développées. Mear et Hutchinson⁷⁸ et Perrin⁷⁹ ont introduit des variables d'écroûissage. Le modèle de Gurson dans sa forme initiale prend en compte l'écroûissage mais sous-estime son effet sur la croissance des cavités. De plus le modèle G.T.N. suppose que les cavités sont sphériques et le restent tout au long de la déformation, or cette hypothèse n'est pas toujours satisfaite. Des extensions de ce modèle ont donc été développées pour prendre en compte un changement de forme des cavités.

Les modèles décrits précédemment sont formulés de manière implicite, ils décrivent les mécanismes micromécaniques de l'endommagement par le biais de grandeurs macroscopiques et sont valides sous chargement quasistatique. Dans le cas de chargement dynamique, la description de la rupture dynamique des matériaux peut être décrite selon la notion de critères seuils concernant les grandeurs mécaniques classiques usuelles dans le cadre de la Mécanique des Milieux continus. Ces grandeurs s'appuient sur la thermodynamique des Processus irréversibles. Elles sont introduites par les notions de potentiel de dissipation et d'énergie libre où l'endommagement apparaît comme une variable à part entière.

Application à la mise en forme des métaux

⁷⁸ M. Mear, J.W. Hutchinson, *Influence of yield surface curvature on flow localization in dilatant plasticity*, Mech. Mater., Vol.4, 1985, pp395-407

⁷⁹ G. Perrin, *Contribution à l'étude théorique et numérique de la rupture ductile des métaux*, Thèse de l'Ecole Polytechnique, Palaiseau, 1992.

L'utilisation d'un modèle d'endommagement couplé à l'application de l'extrusion de barres d'acier a été récemment mis en œuvre par Saanouni et al.⁸⁰. Les auteurs montrent l'influence de la géométrie des outils dans la formation des décohésions internes. Ainsi pour une réduction de 10% et un angle de cône de travail de 30°, la figure 36 montre la prédiction de la formation de chevrons pour différentes lubrifications. Une mauvaise lubrification supprime les hétérogénéités de la déformation et tend à réduire la formation de décohésion ! Ils montrent également l'influence de la taille de maillage sur le nombre et la formes des chevrons prédits et leur périodicité dans la barre extrudée.

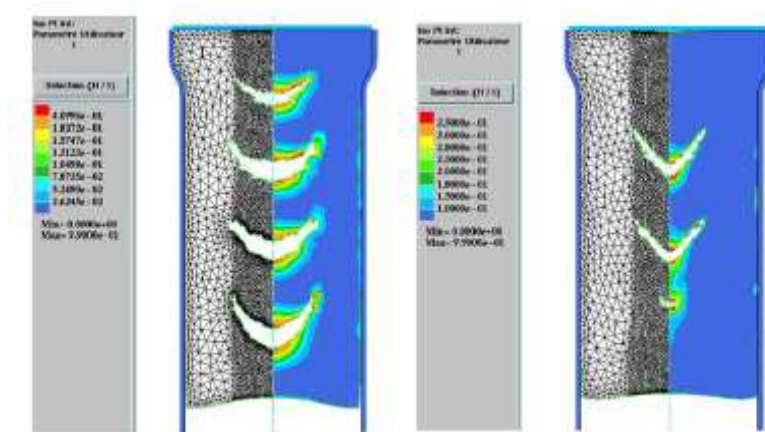


Figure 36. Prédiction de la formation de chevrons internes – Influence du frottement bonne lubrification ($\mu=0.05$ à gauche) lubrification médiocre ($\mu=0.15$ à droite)- pour une réduction de 10% et un angle de cône de travail de 30°

⁸⁰ K. Saanouni, J.F. Mariage, A. Cherouat, P. Lestriez, Numerical Prediction of discontinuous central bursting in axisymmetric forward extrusion by continuum damage mechanics, Computers and Structures 82, 2004, pp2309–2332

Chapitre II : Influence des paramètres du procédé

Cette partie de l'étude porte sur une analyse paramétrique du procédé de tréfilage. Dans un premier temps, nous présentons les résultats obtenus pour analyser l'influence des paramètres liés au procédé sur l'effort de tréfilage, à savoir : la vitesse de tréfilage et la géométrie de la filière (angle du cône de travail et longueur de la portée). L'étude est menée pour un fil de cuivre de diamètre initial 0.55mm et présentant différents taux d'écroutissage en vue d'obtenir un fil de diamètre final égal à 0.117mm (tréfilage multi passe).

Dans un second temps, nous avons réalisé une étude complète portant sur un seul taux d'écroutissage. L'incidence du coefficient de frottement sur l'effort de tréfilage est mise en évidence. Les résultats expérimentaux sont confrontés aux des résultats obtenus analytiquement par les principaux modèles phénoménologiques décrits dans le chapitre I, d'une part, et ceux obtenus par un modèle de simulation numérique de la passe de tréfilage d'autre part.

CHAPITRE II :	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ	78
<i>II-1.1</i>	<i>Influence des paramètres de tréfilage : Etude préliminaire</i>	<i>79</i>
<i>II-1.2</i>	<i>Influence de la vitesse de tréfilage</i>	<i>81</i>
<i>II-1.3</i>	<i>Influence des paramètres géométriques de la filière</i>	<i>83</i>
II.2	INFLUENCE DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ SUR UNE PASSE DE TRÉFILAGE :	
	COMPARAISON EXPÉRIMENTALE, FORMULATIONS ANALYTIQUES ET SIMULATION NUMÉRIQUE..	88
<i>II-2.1</i>	<i>Protocole expérimental</i>	<i>88</i>
<i>II-2.2</i>	<i>Résultats et comparaison avec les formulations analytiques.....</i>	<i>89</i>
<i>II-2.3</i>	<i>Simulation numérique</i>	<i>91</i>
<i>II-2.4</i>	<i>Validation des calculs</i>	<i>93</i>
II.3	CONCLUSION :	98

II-1.1 Influence des paramètres de tréfilage : Etude préliminaire

Dans cette partie de notre étude nous nous intéressons particulièrement à l'influence, sur l'effort de tréfilage, de :

- la vitesse de tréfilage
- la géométrie interne de la filière (angle du cône de travail et la longueur de la portée (α et P))

Les essais sont effectués sur une tréfileuse à cônes à glissement utilisée pour le tréfilage dit humide (l'ensemble cabestan- filières est constamment arrosé de lubrifiant). Dans le cas d'un fil de cuivre de diamètre initial 0.55mm et présentant différents taux d'écrouissage en vue d'obtenir un fil de diamètre final égal à 0.117mm (tréfilage multi passe). La cinématique de la tréfileuse correspond à un taux de réduction de 15 % par passe de tréfilage, se traduisant par une augmentation de vitesse de 15%. La lubrification est assurée par une émulsion « huile-eau » avec une concentration en huile de 6.8% et une température maintenue à 40°C. Dans ces conditions, le coefficient de frottement a été déterminé lors d'une précédente étude et est fixé à $\mu=0.133$ ⁸¹.

Les filières utilisées sont constituées d'un noyau en diamant naturel dont les caractéristiques sont données dans le tableau 9.

Diamètre théorique [mm]	0.117	0.127	0.137	0.148	0.159	0.172	0.186	0.201	0.217	0.235
Diamètre minimum [mm]	0.1171	0.1253	0.1364	0.1471	0.1587	0.1719	0.1859	0.2006	0.2161	0.2341
Diamètre maximum [mm]	0.1172	0.1256	0.1366	0.1473	0.159	0.1726	0.1859	0.2013	0.2163	0.2344
Angle 2α [°]	18	17	18	18	18	18	18	17	17	18
Portée [%]	65	45	50	55	50	55	45	35	40	35

Diamètre théorique [mm]	0.274	0.296	0.32	0.346	0.374	0.404	0.436	0.472	0.51	0.551
Diamètre minimum [mm]	0.2742	0.295	0.3189	0.3452	0.3735	0.4029	0.4355	0.4707	0.509	0.551
Diamètre maximum [mm]	0.2743	0.2953	0.3195	0.3456	0.3739	0.4036	0.436	0.4714	0.5512	0.5094
Angle 2α [°]	19	14	18	16	17	18	14	17	15	17
Portée [%]	40	30	40	50	40	45	30	35	30	30

Tableau 9. Caractéristiques des filières utilisées

⁸¹ M. Saurel *Rapport interne Nexans- caractérisation des huiles de tréfilage- Test de coefficient de frottement*

Pour mesurer l'effort de tréfilage, nous avons utilisé un capteur de force placé au niveau de la filière. Le capteur percé en son centre peut être disposé entre la filière et le porte filière (figure 37). Lors du tréfilage la filière agit sur le capteur, relié à un afficheur numérique qui fournit directement la valeur de la force de tréfilage exprimée en Newton. L'incertitude de la mesure de la force par le capteur dépend de nombreux paramètres, entre autres : la nature du capteur, l'environnement de la mesure en termes de lubrification et de vibrations. Dans notre cas, cette incertitude est estimée à 2-3N pour les plus faibles valeurs.

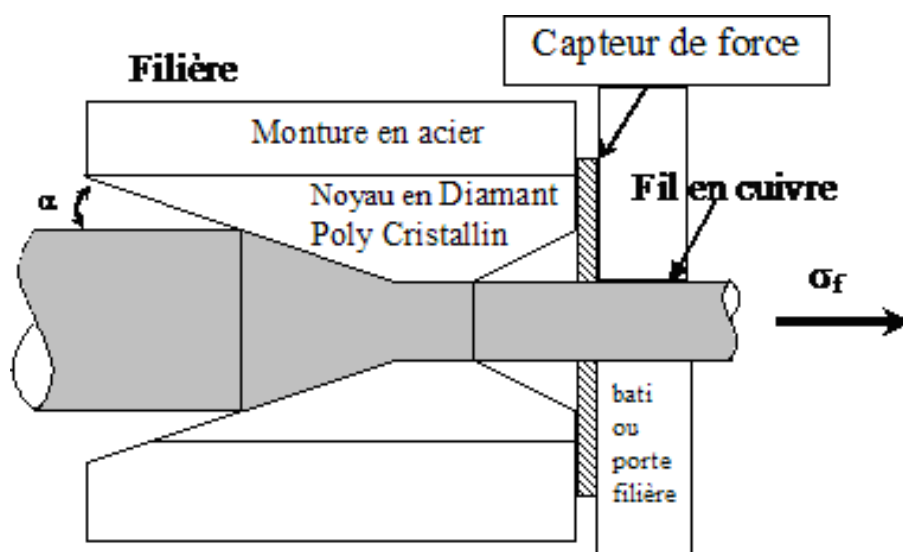


Figure 37. Schéma du positionnement du capteur de force de tréfilage.

Par ailleurs nous rappelons l'expression analytique, proposée par Siebel, permettant d'obtenir l'effort de tréfilage (détaillée au chapitre I). Cette formulation stipule que l'effort de tréfilage est la contribution de : une déformation homogène induite par la réduction de section, la résultante de la déformation dans le cône de travail selon l'expression donnée par l'équation (8.), et les efforts dus au frottement dans la portée cylindrique:

$$F_{Th} = A_f \bar{\sigma} \left[\ln \left(\frac{A_e}{A_f} \right) \left(1 + \frac{\mu}{\alpha} \right) + 2 \frac{\alpha}{3} + 4P\mu \right]$$

(61.)

P: longueur de la portée [pourcentage du diamètre]

II-1.2 Influence de la vitesse de tréfilage

Dans cette partie, nous étudions l'influence de la vitesse de tréfilage pour chaque taux d'écroissage, dans le cas d'un tréfilage multipasse. En effet, pour chaque taux d'écroissage (taux de réduction de 15 % par passe), l'effort de tréfilage est mesuré pour 8 valeurs de vitesses variant de 1 à 20 m/s. Le tableau 10 récapitule l'ensemble des résultats pour les différentes configurations analysées dans notre investigation. Il est à noter que pour les vitesses les plus importantes, l'effort est difficilement mesurable (casse du fil pour les diamètres les plus faibles et dévidage du fil provision impossible pour les diamètres les plus importants).

Diamètre [mm]	Effort théorique [N]	Efforts mesurés [N] pour différentes vitesses							
		1m/s	2.5m/s	5m/s	7.5m/s	10m/s	12.5m/s	15m/s	20m/s
0.117	5	7	8	9	9	10			
0.127	5	8	9	10	10	10	10	11	
0.137	6	7	8	9	10	10	10	10	15
0.148	7	11	12	12	12	12	12	13	17
0.159	8	12	13	14	14	15	16	17	20
0.172	9	12	14	16	17	18	19	19	16
0.186	10	12	14	15	16	16	16	16	23
0.201	10	15	16	18	19	19	20	21	27
0.217	12	19	21	22	21	21	23	24	25
0.235	14	20	21	22	22	22	22	23	34
0.254	15	24	25	26	27	27	28	30	39
0.274	19	25	26	28	30	34	38	39	41
0.296	20	24	27	27	28	29	31	34	42
0.32	26	27	29	30	32	33	36	39	
0.346	32	30	30	33	34	36	38	40	
0.374	36	35	37	40	40	41	40	43	
0.404	43	40	43	46	47	50	52	54	
0.436	44	42	44	46	47	50			
0.472	52	49	54	57	61	64			
0.51	74	75	73	71					
0.551	58	54	57	58	60				

Tableau 10. Efforts de tréfilage mesurés - Efforts théoriques (pour différentes vitesses et différents taux d'écroissage)

La figure 38 présente l'évolution de l'effort de tréfilage en fonction du diamètre, pour un taux d'écroissage du fil croissant. On note que pour des vitesses de tréfilage relativement faibles (entre 1 et 5 m/s), le modèle de Siebel (équation (61.)) donne une bonne approximation. En effet, pour cette gamme de vitesses, les valeurs de contre-traction agissant sur le fil sont

relativement faibles. Par contre plus des vitesses plus importantes (entre 5 et 20m/s), l'effort de tréfilage calculé est sous estimé du fait que l'expression analytique (équation (61.)) ne prend pas en compte l'effet de la contre traction.

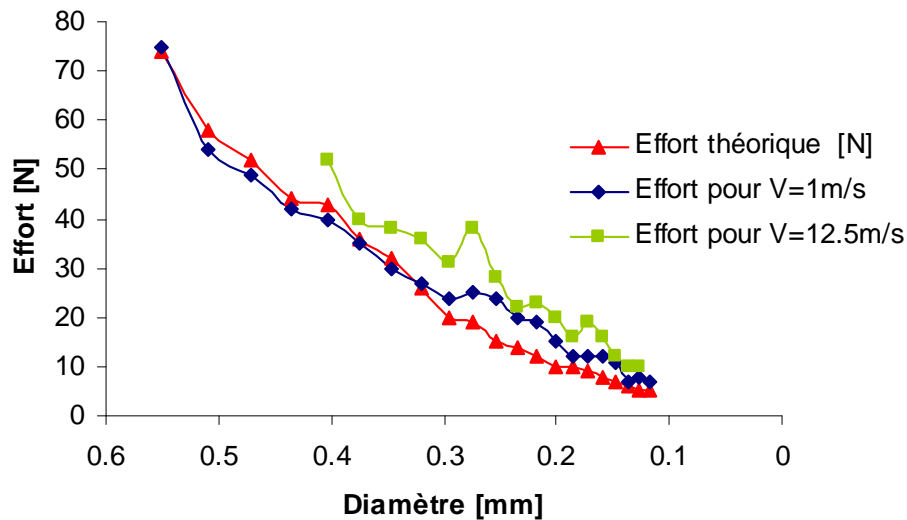


Figure 38. Evolution de l'effort de tréfilage en fonction du diamètre final – taux d'écrouissage croissant- Comparaison modèle théorique et mesures expérimentale pour différentes vitesses de tréfilage

Cette investigation a permis de mettre en évidence le rôle important de la vitesse de tréfilage sur l'effort de tréfilage. En effet, on note que l'augmentation de la vitesse de tréfilage s'accompagne d'une augmentation de la force de tréfilage (figure 39). Les modèles analytiques proposés dans la littérature (voir chapitre I) considèrent explicitement que l'effort est indépendant de la vitesse de tréfilage. La figure 39 montre bien que pour chaque taux d'écrouissage, l'effort est constant pour toutes les vitesses étudiées (traits pointillés).

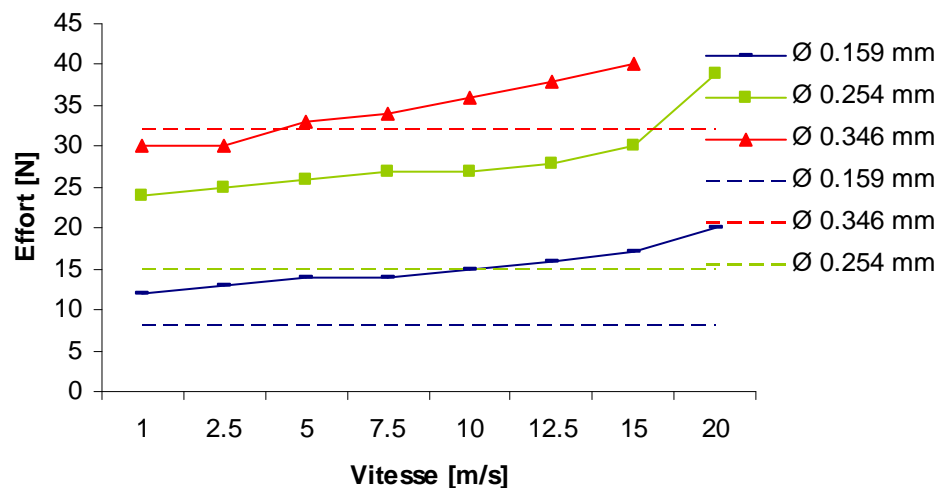


Figure 39. Evolution de l'effort mesuré en fonction de la vitesse de tréfilage pour différents diamètres de fils tréfilés

II-1.3 Influence des paramètres géométriques de la filière

De façon à quantifier l'influence des principaux paramètres géométriques, nous avons choisi différentes géométries de filières en termes d'angles de travail et de longueur de la portée cylindrique

Les résultats, pour deux taux d'écroutissage fixés $\emptyset 0.472\text{mm}$ (figures 40) et $\emptyset 0.217\text{mm}$ (figure 41) montrent que l'angle de travail a une influence mineure sur l'effort de tréfilage, dans les domaines de valeurs étudiés. (Valeurs comprises entre 5.5° et 10.5° , couramment utilisées dans l'industrie du tréfilage). Par ailleurs, les modèles analytiques prévoient une forte variation pour des faibles valeurs d'angle avec l'existence d'une valeur optimale située dans la gamme étudiée dans ce travail.

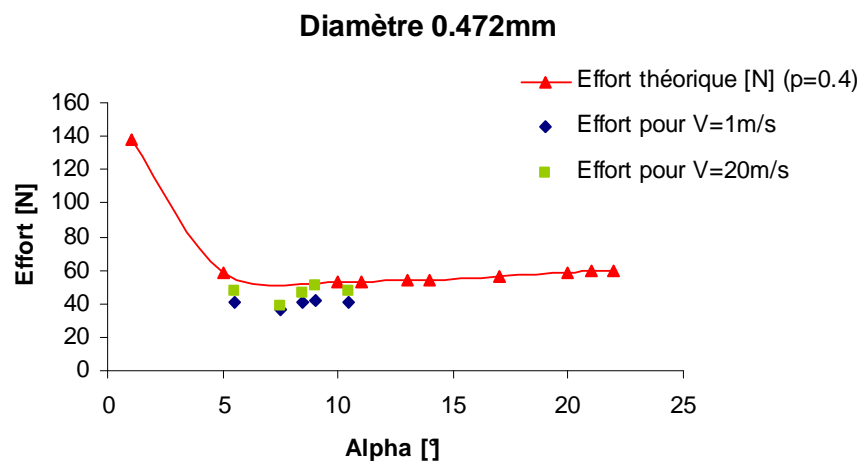


Figure 40. Variation de l'effort en fonction de l'angle de travail pendant le tréfilage $\varnothing 0.472\text{mm}$

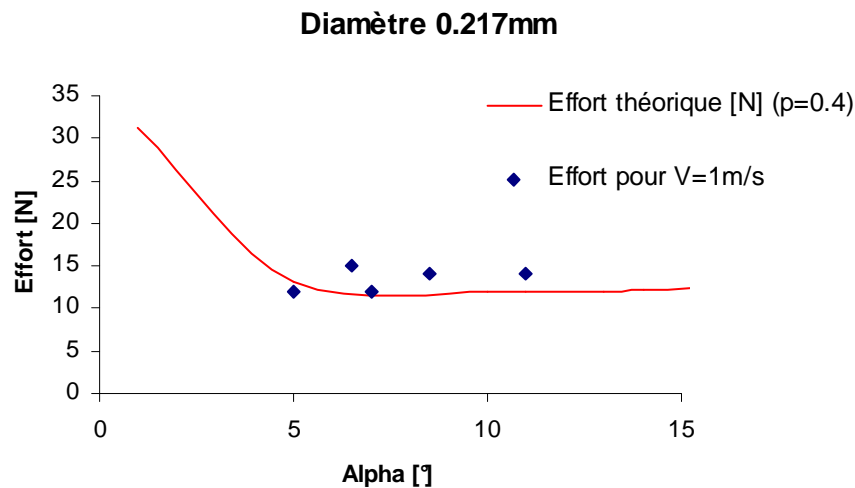


Figure 41. Variation de l'effort en fonction de l'angle de travail pendant le tréfilage $\varnothing 0.217\text{mm}$

En ce qui concerne l'influence de la longueur de la portée (de 10 à 100% du diamètre). (Figures 42, 43), le modèle théorique utilisé, montre qu'elle est significative (car fortement liée à la longueur de contact qui augmente. Pour des vitesses faibles l'interaction avec l'angle de travail est négligeable (tous les points sont proches de la courbe théorique). Par contre, de nouveau, la forte dépendance à la vitesse de tréfilage n'est pas prise en compte.

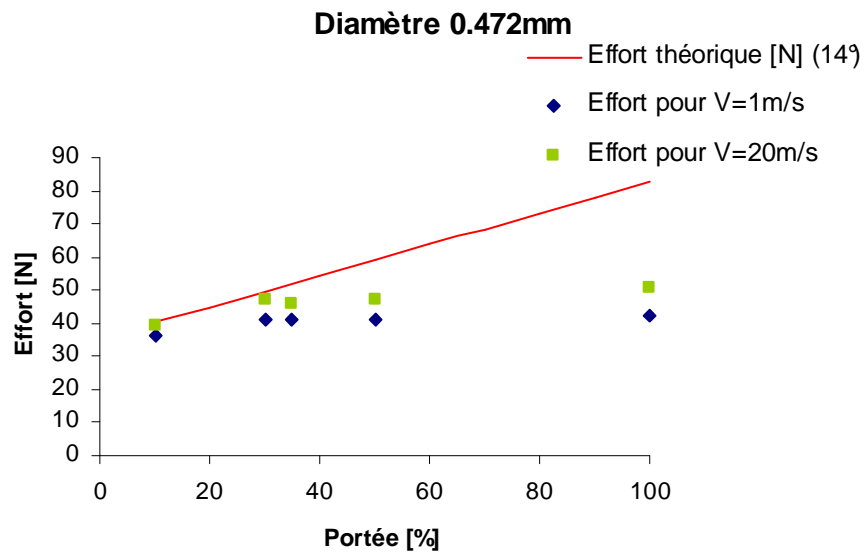


Figure 42. Variation de l'effort en fonction la longueur de la portée pendant le tréfilage Ø0.472mm

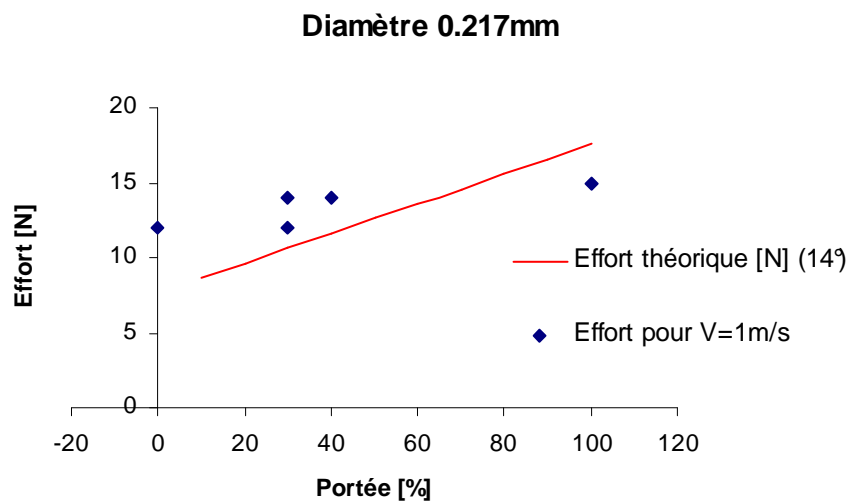


Figure 43. Variation de l'effort en fonction la longueur de la portée pendant le tréfilage Ø0.217mm

II-1.4 Effet d'érouissage et de la vitesse de déformation

Dans cette partie nous nous intéressons particulièrement aux effets des principaux paramètres liés au procédé de tréfilage à savoir le taux de réduction et la vitesse de déformation, sachant que usuellement la vitesse de déformation mise en jeu pendant le tréfilage est de l'ordre de 10^2 s^{-1}

Des essais de traction ont été réalisés à l'aide d'une machine de traction INSTRON sur des fils en aluminium 1310. Nous avons prélevés des fils après chaque passe de tréfilage d'un diamètre initial de $\varnothing 9.60\text{mm}$ jusqu'au diamètre final $\varnothing 1.68\text{mm}$. (15 passes de tréfilage avec des taux de réduction successifs de 20% environ)

Pour les essais quasi statiques, la vitesse de déplacement de la traverse est fixée à 1 mm/min et la longueur de L_0 entre mors à 100 mm ce qui correspond à une vitesse de déformation de l'ordre de 10^{-4} s^{-1} . Pour chaque taux d'érouissage considéré, plusieurs valeurs de vitesses de déplacement ont été considérées : 1, 20, 100, 300 mm/min.

Le tableau 11 fournit les valeurs de la contrainte maximale R_r et de la déformation ε_r à la rupture. Ainsi pour la gamme d'érouissage étudiée, la déformation à la rupture varie de 38 % à 3% et la contrainte maximale de 83 à 176 MPa, pour une vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}_0 = 1.6710^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Diamètre [mm]	$\dot{\varepsilon}_0$ [s ⁻¹]	ε_r [%]	R_r [Mpa]
9.6	1.67E-04	38.7	83.3
8.37	1.67E-04	9.6	105.4
7.34	1.67E-04	9.1	119.3
6.445	1.67E-04	7.6	123.5
5.76	1.67E-04	6.9	129
5.15	1.67E-04	7.2	133.2
4.6	1.67E-04	6.2	137.5
4.1	1.67E-04	7.1	141.9
3.675	1.67E-04	7.7	141.4
3.28	1.67E-04	5.3	150.3
2.985	1.67E-04	5	152.3
2.56	1.67E-04	5.5	156.9
2.257	1.67E-04	3.6	163.8
1.945	1.67E-04	3.5	163.8
1.68	1.67E-04	3.7	176.2

Tableau 11. Allongement rupture pour la gamme d'érouissage considérée pour une vitesse de traction $Vt=1\text{m/s}$; $\dot{\varepsilon}_0 = 1.67 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

Les figures 44 et 45 montrent les évolutions des contraintes en fonction des déformations pour les diamètres de fil $\varnothing 9.60\text{mm}$ et $\varnothing 6.44 \text{ mm}$ et pour différentes vitesses de déformation. Ces résultats mettent en évidence l'influence de la vitesse de déformation sur les propriétés mécaniques du matériau. En effet l'augmentation de la vitesse de déformation se traduit par :

- une élévation de la contrainte à la rupture,
- une légère augmentation du module d'élasticité longitudinal
- une augmentation de la déformation à la rupture

Des résultats supplémentaires, pour les autres diamètres étudiés sont présentés en annexe

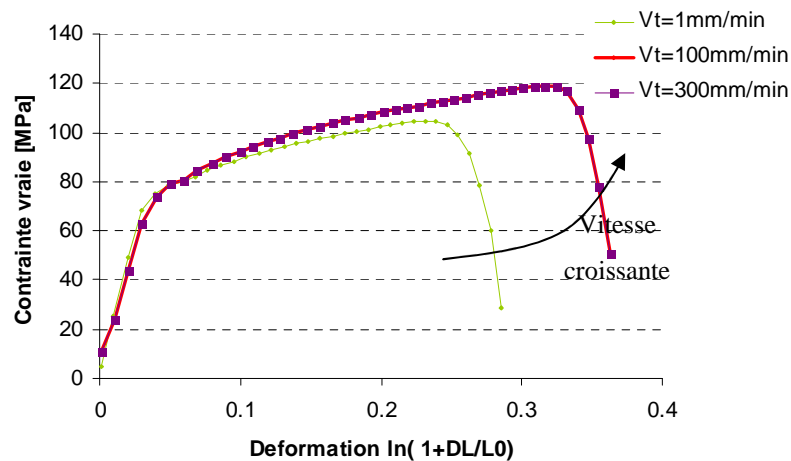


Figure 44. Courbes de traction rationnelles obtenues avant tréfilage ($\text{Ø}9.60 \text{ mm}$)- Machines de traction Instron : différentes vitesses de traction = 1, 100 et 300 mm/s

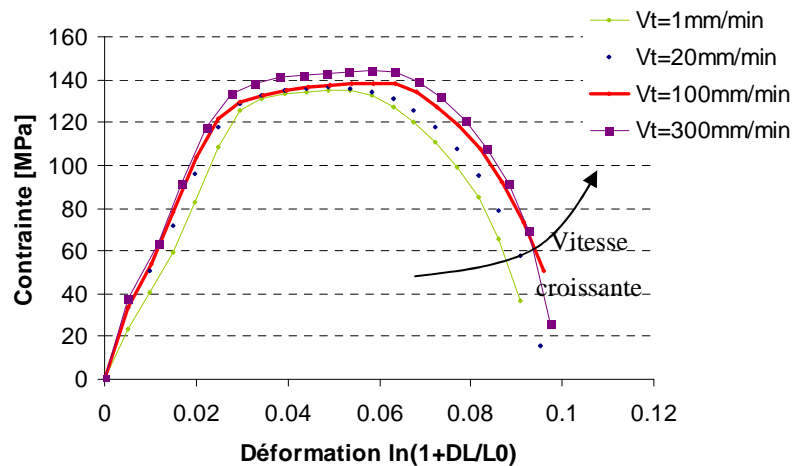


Figure 45. Courbes de traction rationnelles obtenues après 3 passes de tréfilage ($\text{Ø}6.44 \text{ mm}$)- Machines de traction Instron : différentes vitesses de traction = 1, 20, 100 et 300 mm/s

L'influence du taux d'écroutissage est mis en évidence par les figures 46 et 47. En effet, l'augmentation de la réduction de section du fil au fur et à mesure des passes successives de tréfilage conduit manifestement à un écroutissage du matériau qui se traduit par une augmentation de la contrainte maximale et une forte diminution de la déformation à la rupture.

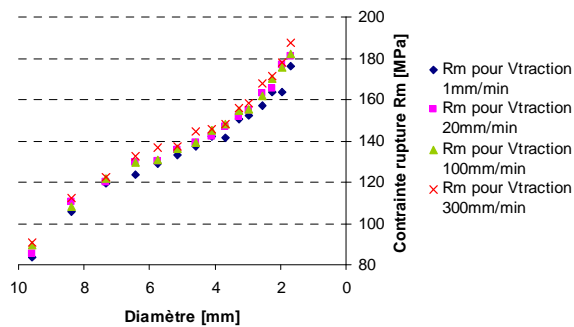


Figure 46. Evolution de la contrainte maximale en fonction de l'écroissage

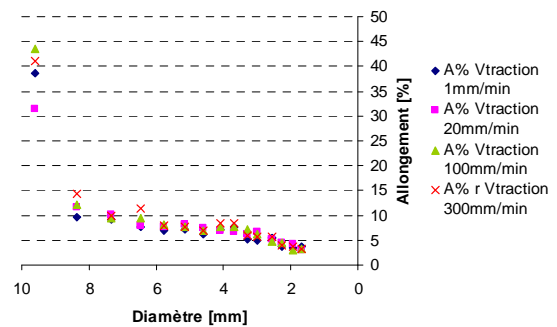


Figure 47. Evolution de la déformation à la rupture en fonction de l'écroissage

L'étude de la sensibilité à la vitesse de déformation et de l'écroissage pendant le tréfilage constitue un élément important pour mise en évidence du comportement mécanique complexe lors de ce procédé de mise en forme. Les résultats permettent l'établissement de modèles complet de lois de comportement nécessaire à la phase de simulation numérique.

II.2 Influence des paramètres du procédé sur une passe de tréfilage : Comparaison expérimentale, formulations analytiques et simulation numérique

Dans cette partie, nous avons réalisé une étude complète portant sur un seul taux d'écroissage.(37,5%) pour un fil de cuivre initialement recuit de diamètre 0.513mm. L'incidence du coefficient de frottement sur l'effort de tréfilage est mise en évidence. Les résultats expérimentaux sont confrontés aux résultats obtenus analytiquement par les principaux modèles phénoménologiques décrits dans le chapitre I, d'une part, et ceux obtenus par un modèle de simulation numérique de la passe de tréfilage d'autre part.

II-2.1 Protocole expérimental

Une machine de tréfilage mono fil à glissement est utilisée pour réaliser le tréfilage d'un fil en cuivre au travers des filières de différentes géométries. Un fil initialement recuit de diamètre 0.513 mm est tréfilé à un diamètre 0.403mm (soit une réduction $r=0.375$) à une vitesse de 1m/s.

Deux types de filières, noyau en Diamant Mono cristallin (MD), ou Diamant Poly Cristallin (PCD), sont utilisés de façon à mettre en évidence l'influence des conditions d'interface (frottement). Un système de mesure laser (figure 48) permet d'obtenir les caractéristiques des géométries internes des filières, synthétisées dans le tableau 11. Pour l'angle de travail 2α , les valeurs sont situées entre 14.75 et 19.05 degrés. Deux valeurs de longueur de portée sont utilisées 25 et 40% du diamètre final. La lubrification s'effectue par immersion complète dans de l'huile.

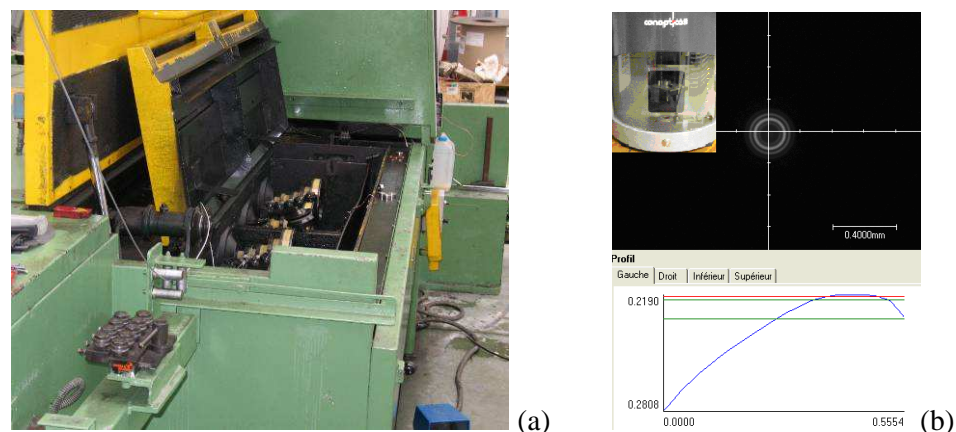


Figure 48. Tréfileuse monofilaire SAMP à glissement utilisée (a) et système de mesure de géométrie interne des filières – Conoptica (b)

II-2.2 Résultats et comparaison avec les formulations analytiques

L'effort de tréfilage est mesuré avec une jauge de déformation. Celui-ci varie de 35 à 41 Newtons, pour les différentes configurations étudiées. Les principales formulations analytiques développées par Wistrech, Siebel et Avitzur, présentées au chapitre I sont utilisées pour déterminer l'effort de tréfilage en fonction de l'angle du cône de travail, les autres paramètres étant fixes. Pour deux valeurs de portées $P=25$ et 40% , les figures 49 et 50 montrent la variation de cet effort de tréfilage pour les différentes formulations proposées par Wistrech, Siebel et Avitzur.

Les calculs réalisés, avec un coefficient de frottement μ compris entre 0.05 et 0.15, qui correspondent à l'intervalle des valeurs couramment observées dans le cas du type de lubrification utilisée, permettent une bonne estimation des efforts. Celles-ci semblent s'inscrire correctement dans les courbes analytiques malgré le fait que les angles α choisis soient proches ($\alpha=7.5^\circ$ à 9.5° correspond aux valeurs usuellement utilisées dans l'industrie).

Diamètre [mm]	0.405							
Matière filière	MD	MD	MD	MD	PCD	PCD	PCD	PCD
Portée [% diamètre]	25	25	40	40	25	25	40	40
2α [°]	14.90	16.85	15.60	19.05	15.05	18.45	14.75	17.25
	Force de tréfilage [N]							
Experimental	35	37	35	34	41	37	37	41
Siebel	35.91	33.95	35.42	33.72	35.80	34.7	36.02	34.48
Wistreich	32.6	29.84	31.95	29.47	32.45	30.94	32.74	30.64
Avitzur	34.07	33.14	34.30	33.60	34.01	33.47	34.57	33.89

Tableau 12. Effort de tréfilage en fonction des paramètres $\mu=0.1$

Il est à noter que, pour une configuration donnée (figures 49 et 50), l'effort de tréfilage, pour des filières constituées en poly cristallins (PCD) est supérieur à celui correspondant aux filières en diamant (MD). Les coefficients de frottement des deux matériaux mis en jeu sont différents et influent sur la valeur de l'effort de tréfilage. Les filières en diamant naturel ont un meilleur coefficient de frottement que celles constituées de diamant poly cristallin ($\mu_{PCD} > \mu_{MD}$).

L'effort de tréfilage en fonction de l'angle de travail α , passe par un minimum, qui dépend des différents paramètres (μ, r). Pour nos résultats expérimentaux, les paramètres choisis, correspondant aux spécifications industrielles usitées pour le tréfilage du cuivre, sont proches des conditions minimisant l'effort. Les figures 49 et 50 montrent clairement que la longueur de la portée (P variant de 25 à 40%) a peu d'influence sur la variation de l'effort de tréfilage.

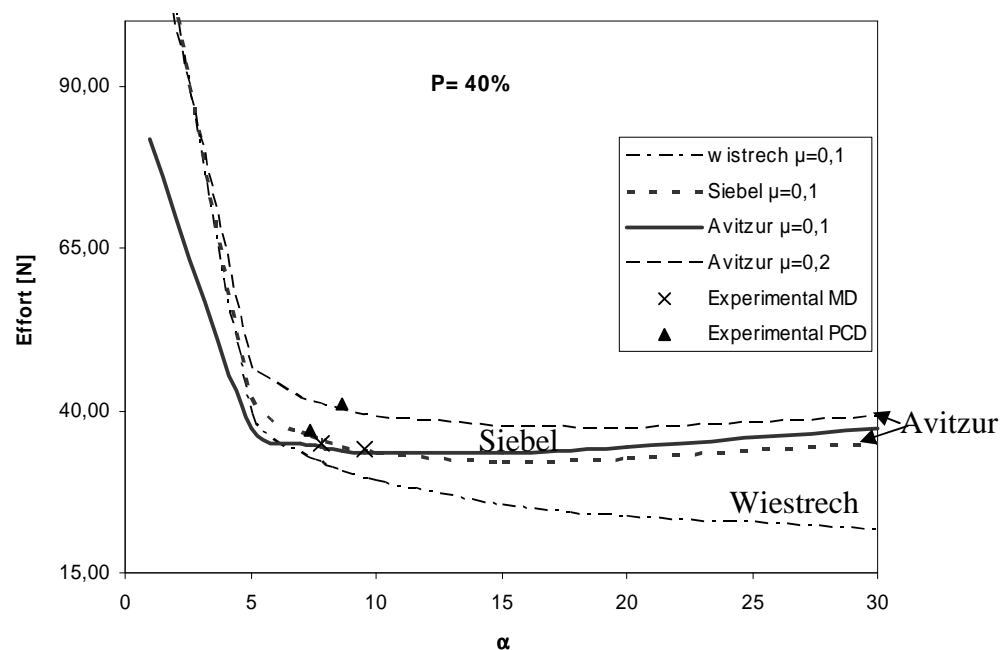


Figure 49. Effort de tréfilage P=40% Comparaison expérimental – analytique

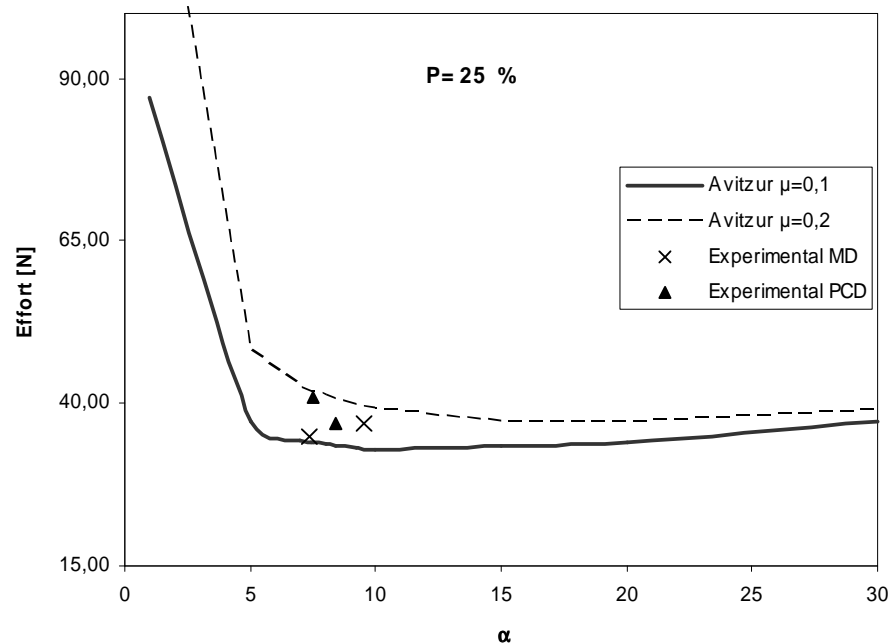


Figure 50. Effort de tréfilage $P=25\%$ Comparaison expérimental – analytique

II-2.3 Simulation numérique

La simulation numérique utilisant la méthode des éléments finis permet l'optimisation des paramètres géométriques et une minimisation de la contrainte de tréfilage.

La modélisation présentée dans cette étude concerne le procédé de tréfilage avec une filière fixe. Une vitesse de déplacement de 0.1 m/s est imposée en bout du fil. Le procédé étant un procédé se déroulant essentiellement avec une vitesse de déformation assez élevée. Le comportement matériel est de type élastoplastique et viscoplastique.

Les géométries du fil et de la filière sont décrites par la figure 51, dans le plan x-y, des éléments axisymétriques sont utilisés pour décrire le problème 3D initial, en 2D. Le fil est modélisé pour chaque géométrie avec 10 éléments le long du rayon. Les filières sont considérées comme des corps rigides. Un coefficient de frottement μ est supposé constant pour tous les contacts fil-filière. Le code EF ANSYS 10.0, un programme basé sur une formulation quasi statique avec intégration implicite est utilisé.

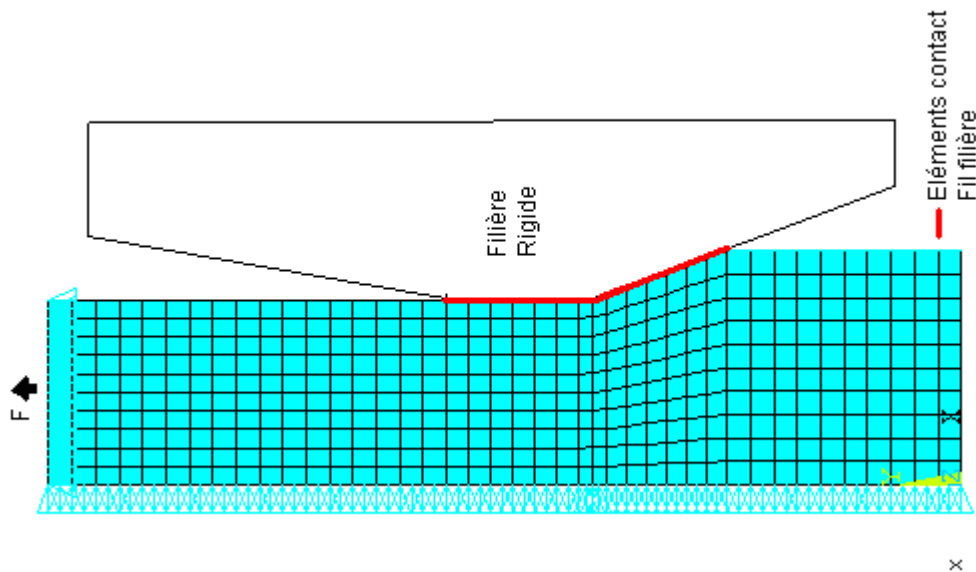


Figure 51. Maillage et conditions aux limites

La loi de comportement élastoplastique utilisée est décrite par l'équation suivante :

$$\sigma = \sigma_{y0} + K(\epsilon_p)^n \quad (62.)$$

avec : σ_{y0} : contrainte d'écoulement (limite élastique pour l'essai quasi statique réalisé) ,
 K : constante, et n : coefficient d'écrouissage.

La détermination des coefficients s'effectue à partir des résultats des essais de traction monotone d'un fil de cuivre recuit de diamètre \varnothing 5.13mm. : σ_{y0} =166MPa, K =484 et n =0.82 (figure 52).

De façon à prendre en compte l'effet de la vitesse de déformation, nous avons utilisé une loi viscoplastique du type Perzyna (1966) qui propose une dépendance vis à vis de la vitesse de déformation plastique. Il suggère une loi d'évolution de la limite élastique σ_y :

$$\sigma_y = \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}_p}{\gamma} \right)^m \right] \sigma_{y0} \quad (63.)$$

Avec, σ_{y0} la limite élastique du matériau, $\dot{\epsilon}_p$ la vitesse de déformation plastique, m : paramètre d'écrouissage, γ : paramètre de viscosité du matériau, σ_{y0} la contrainte d'écoulement statique.

A partir d'essais de traction réalisés à différentes vitesses de déplacement (mm/min) et du modèle élastoplastique (équation (62.)), les deux paramètres m et γ se déduisent. Pour le matériau considéré les paramètres sont $m = 0.77$ et $\gamma = 2.3$. Les modélisations élastoplastique et viscoélastoplastique sont présentées dans la figure 52.

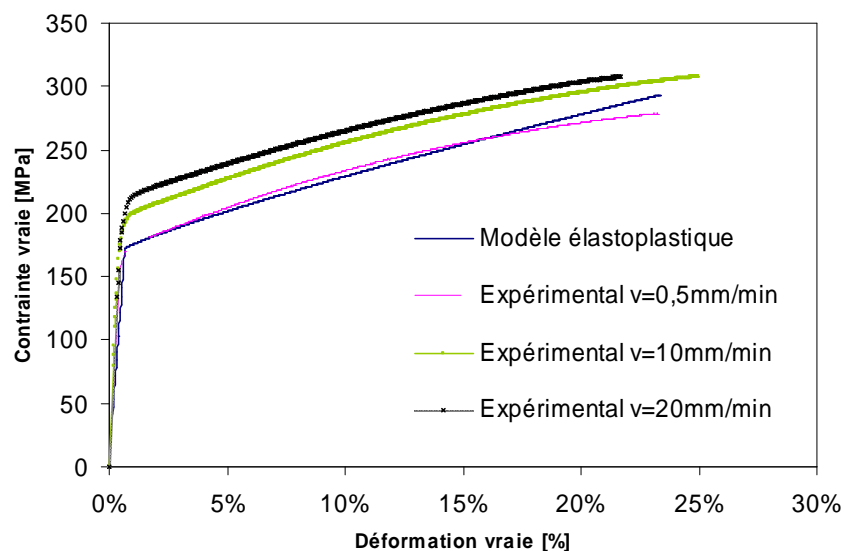


Figure 52. Courbes de traction – Cuivre 0.513mm pour différentes vitesses de traction et modèle élastoplastique considéré

II-2.4 Validation des calculs

La figure 53 montre une comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux calculés numériquement en termes des évolutions de l'effort de tréfilage en fonction de l'angle du cône de travail, et ceci dans la configuration $P=40\%$ et $r = 0.375$ et pour différentes valeurs de μ ($\mu=0.05, 0.1$ et 0.15). On note que la configuration correspondant à un coefficient de frottement $\mu=0.05$ décrit correctement les résultats expérimentaux malgré la limitation des données expérimentales due à la limitation des valeurs de l'angle du cône de travail comprises dans des domaines couramment utilisées en industrie.

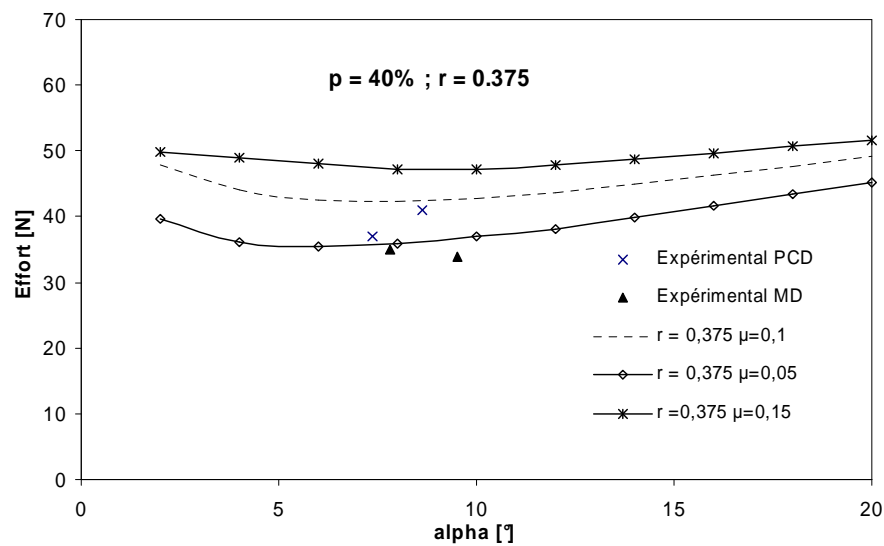


Figure 53. Effort de tréfilage : Comparaison résultats expérimentaux et résultats de simulation numérique ($\mu=0.05, 0.1, 0.15$) pour nos conditions expérimentales décrites ci-dessus

La convexité des courbes (figure 53) de la variation de l'effort de tréfilage, est moins marquée pour des taux de réduction importants (ici $r=0.375$), ce phénomène est souvent observé dans la littérature. L'angle optimal augmente avec le coefficient de frottement. Les courbes perdent leur convexité car la déformation homogène est prépondérante dans l'effort de tréfilage pour une réduction de section aussi importante, rendant la dissipation de l'énergie due aux pertes par frottement négligeable devant l'énergie de déformation plastique.

La figure 54 montre l'évolution de l'effort de tréfilage obtenu numériquement pour $\mu=0.15$ et $P=40\%$, en faisant varier le taux de réduction r de 0.1 à 0.375. On constate que plus la valeur du taux de réduction diminue plus on retrouve la convexité de la courbe, qui peut s'expliquer par la répartition des contributions énergétiques : pour une valeur de α faible, l'énergie dissipée par les frottements est prépondérante, tandis que pour une valeur de α élevée, la majeure contribution à l'effort de tréfilage est attribuée à l'énergie de déformation. Pour des valeurs importantes de r , l'énergie dissipée par le frottement devient négligeable devant l'énergie de déformation quelle que soit la valeur de α , ce qui explique la perte de convexité de la courbe.

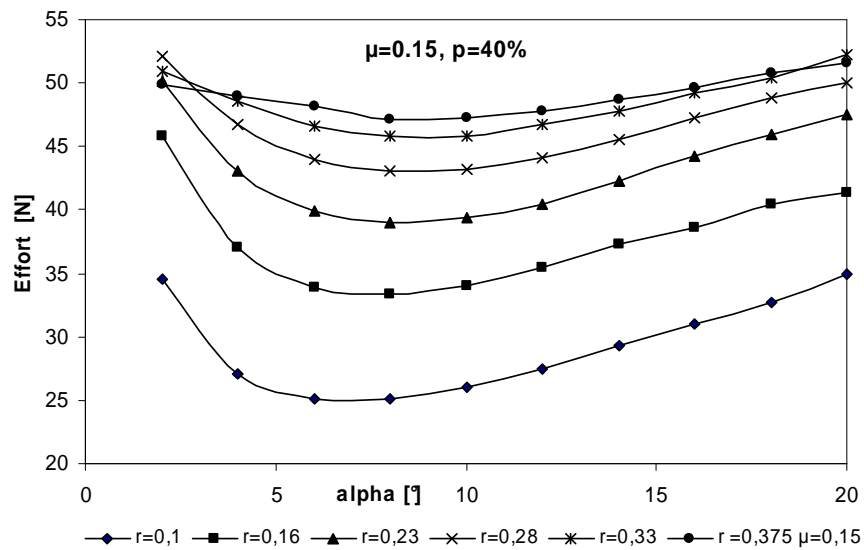


Figure 54. Effort de tréfilage : Simulation numérique pour différents taux de réduction

La figure 55 montre la variation de la force de tréfilage obtenue numériquement pour un coefficient de frottement $\mu=0.05$ et une longueur de portée de 40%, pour différents taux de réduction variant de 20 à 35%. Il est à noter que la convexité de la courbe est plus significative pour des taux de réduction plus faibles. Le minimum de l'effort de tréfilage est obtenu pour des angles de filières de $\sim 8-10^\circ$ quel que soit le taux de réduction choisi.

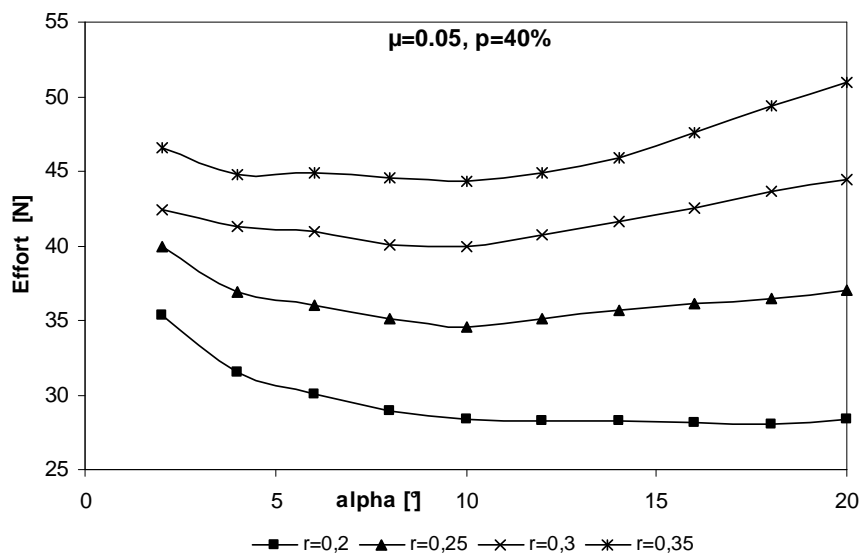


Figure 55. Effort de tréfilage : Simulation numérique pour différents taux de réduction

La figure 56 montre la distribution des déformations plastiques équivalentes, pour un taux de réduction $r = 0.15$ et un coefficient de frottement $\mu = 0.1$. Pour un angle $\alpha = 5^\circ$, on remarque que

la distribution de la déformation plastique est homogène suivant le rayon du fil (valeur de ϵ_p entre 0.15 et 0.17). Pour les angles plus élevés (de 8° à 10°), on note que la déformation plastique est plus élevée sur la surface qu'au centre du fil.

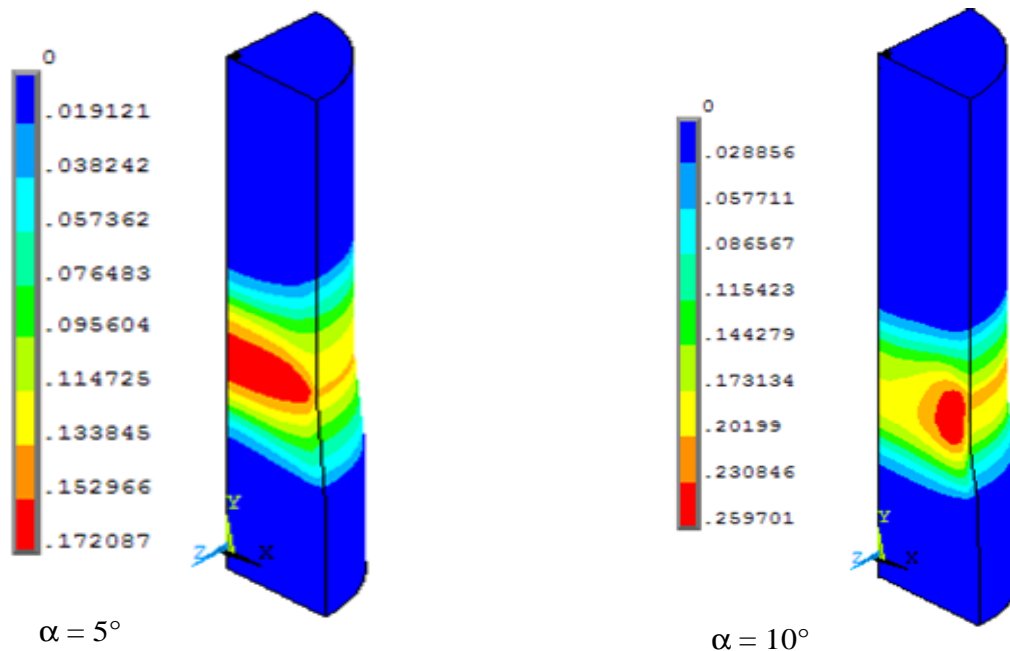


Figure 56. Champ de distribution de déformations plastiques équivalentes

Nous avons représenté les évolutions du rapport de la déformation plastique équivalente sur la déformation élastique initiale en fonction du rayon du fil à l'entrée de la filière et à la fin de l'angle de travail.

La figure 57 présente les résultats dans la section à l'entrée de la filière au niveau du premier point de contact fil filière pour différents angles de cône de travail (α variant de 7° à 18°) et un coefficient de frottement a été fixé à 0.1

La distribution de la déformation est généralement uniforme le long du rayon du fil pour des angles de travail faibles (7° et 8.5°) contrairement à la distribution pour des angles élevés (17° et 18°). Nous constatons que la déformation équivalente passe par un maximum près de la surface à l'entrée de la filière. Cette valeur maximale augmente avec l'angle α . Par ailleurs, il est à noter l'existence d'un point d'intersection de toutes les courbes situé à une même distance par rapport à la surface de contact.

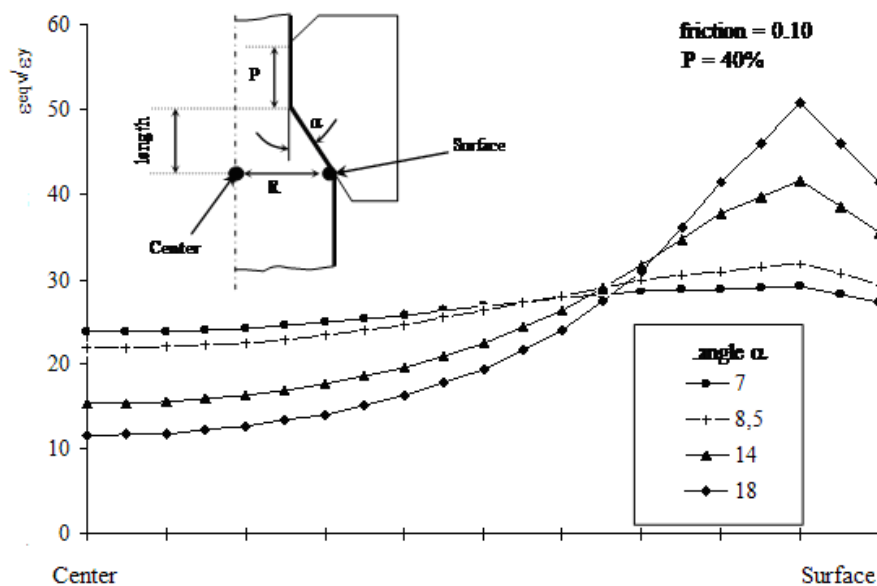


Figure 57. Déformation plastique équivalente adimensionnée (par la déformation élastique initiale) en fonction de la distance le long du rayon du fil à l'entrée de la filière (point de premier contact) pour différents angles du cône de travail

La figure 58 présente les évolutions du rapport de la déformation plastique équivalente sur la déformation élastique initiale en fonction du rayon du fil à la fin de l'angle de travail. Globalement pour les faibles valeurs de l'angle du cône de travail (7-8°), l'évolution de la déformation se fait de manière homogène le long de la section du fil, avec des valeurs plus importantes en surface qu'à cœur. Par contre pour des angles α égal à 14 et 18° la déformation est hétérogène marquée par des valeurs maximales au niveau de la surface. Cette situation conduit inévitablement à un endommagement du fil se traduisant soit par la formation de décohésion centrale en forme de chevron caractéristique soit par des défauts de surface pouvant conduire à des arrachements de matière. Il est à noter que les différentes configurations produisent un rapport de déformation identique au centre du fil, cela peut s'expliquer par le taux d'écroutissage important subi par le fil ($r=0.375$).

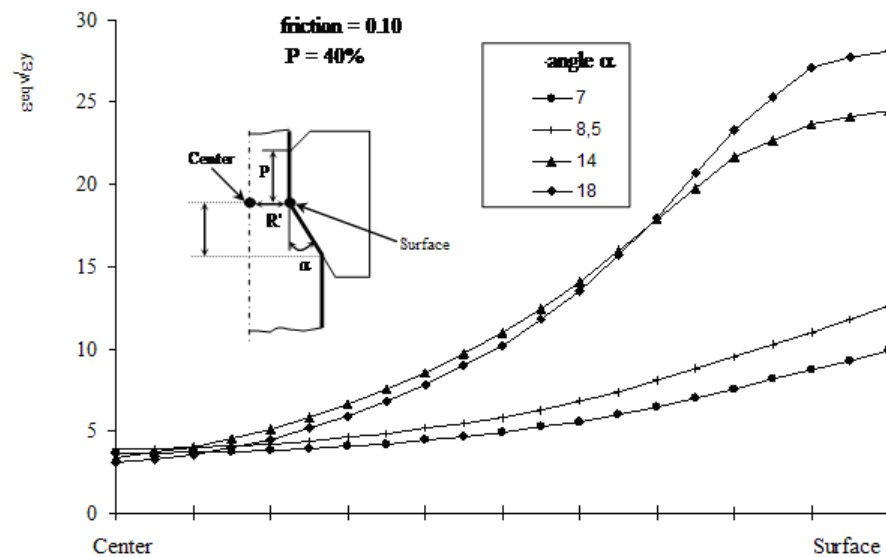


Figure 58. Déformation plastique équivalente adimensionnée (par la déformation élastique initiale) en fonction de la distance le long du rayon du fil à la sortie de la filière(début de portée calibrante) pour différents angles du cône de travail

II.3 Conclusion :

Cette étude a permis la détermination de l'évolution de l'effort de tréfilage en fonction des différents paramètres liés au procédé à partir d'une étude expérimentale, d'une formulation analytique et d'une simulation numérique basée sur la méthode des éléments finis. Les résultats ont montré que l'angle du cône de travail, le coefficient de frottement, la longueur de la portée, ainsi que leurs interactions mutuelles, ont des effets significatifs sur la force de tréfilage durant le processus de déformation du cuivre. L'effet de l'augmentation de la sévérité de la déformation (angles du cône ou réduction de sections plus importants) produit une déformation radiale non homogène, principalement près de l'interface fil-filière et peut ainsi causer l'endommagement du fil. Des corrélations entre la géométrie de la filière et le taux de déformation pendant le tréfilage ont été mises en évidence. Cette démarche s'inscrit dans une voie d'optimisation du procédé de tréfilage.

Néanmoins, il serait nécessaire d'effectuer une modélisation plus réaliste du matériau en intégrant des modèles d'endommagement continu (chapitre IV).

Chapitre III : Analyse thermomécanique

Afin de prendre en compte les phénomènes du couplage thermique mis en jeu pendant le tréfilage, une étude expérimentale a été menée pour déterminer le profil de température dans une filière PCD de diamètre 0,450mm. En parallèle, une investigation analytique est conduite en vue d'estimer l'échauffement superficiel du fil pendant la déformation.

Ensuite, nous proposons une modification des modèles phénoménologiques proposés par Avitzur et Siebel. Cette modification prend en compte les variations de conditions d'interface pendant le tréfilage.

Par ailleurs une simulation numérique, basée sur une modélisation thermomécanique, à été réalisée en vue d'évaluer la distribution des champs de températures et de déformation. Les résultats numériques sont confrontés à ceux obtenus expérimentalement.

CHAPITRE III : ANALYSE THERMOMÉCANIQUE 99

III.1 INFLUENCE DES CONDITIONS DU TRÉFILAGE SUR LE COMPORTEMENT

THERMOMÉCANIQUE.....	100
<i>III-1.1 Couplage thermomécanique : calcul de l'échauffement du fil.....</i>	<i>100</i>
<i>III-1.2 Analyse thermomécanique application au tréfilage.....</i>	<i>105</i>
<i>III-1.3 Modèle d'Avitzur modifié.....</i>	<i>110</i>
<i>III-1.4 Simulation numérique d'une passe de tréfilage.....</i>	<i>116</i>
III.2 CONCLUSION.....	124

III.1 Influence des conditions du tréfilage sur le comportement thermomécanique

III-1.1 Couplage thermomécanique : calcul de l'échauffement du fil

Dans cette partie, l'aspect thermomécanique d'une passe de tréfilage est abordé. Le travail de déformation plastique du fil ainsi que l'échauffement maximal atteint lors de sa réduction sont estimés d'un modèle thermomécanique. Nous prendrons comme condition de référence le cas d'une passe de tréfilage avec une filière PCD ($2R_f=0.450\text{mm}$ - $2\alpha=15.8^\circ$ - $L = 0,17\text{mm}$) et un fil en cuivre ETP ($2R_i=0.524\text{mm}$).

En utilisant la méthode des tranches présentée au chapitre 1 (équation (6.)), nous pouvons exprimer la contrainte de tréfilage σ_f sous la forme :

$$\sigma_f = \sigma_b + \sigma_0 \ln(\lambda) \left(\psi + \frac{m}{\sqrt{3}} \cotan(\alpha) \right) \quad (64.)$$

Où

$$\Psi = \max \left[1; 0.88 + 0.19 \left(\frac{\sqrt{\lambda} + 1}{\sqrt{\lambda} - 1} \right) \tan \alpha \right] \quad (65.)$$

Angle du cône de travail [°]	4	5	7	7.9	10
Facteur Ψ	1.06	1.10	1.19	1.23	1.33

Tableau 13. Facteur correctif Ψ (travail redondant) pour différents angles de travail

[Filière PCD avec $2R_f=0.450\text{mm}$; Cuivre ETP avec $2R_i=0.524\text{mm}$]

D'une manière plus générale, nous pouvons écrire que la contrainte de tréfilage est la somme de deux termes. Le premier terme représentant le travail de déformation plastique du fil W_{pl} , sous une forme prenant en compte l'évolution de la contrainte d'écoulement plastique, et le second terme, le frottement du fil le long de la zone de travail et de la portée. Si nous prenons en compte la portée de la filière, de longueur L , et que nous supposons qu'elle contribue à augmenter la contrainte de tréfilage par frottement, nous obtenons :

$$\sigma_f = \int_0^{\Psi \ln(\lambda)} \sigma_0 d\varepsilon + \tau \left(\ln(\lambda) \cot \alpha + \frac{2L}{R_f} \right)$$

(66.)

Où : σ_f est la contrainte de tréfilage (en absence de contre-traction),

R_i, R_f sont les rayons d'entrée et de sortie du fil,

σ_0 est la contrainte d'écoulement moyenne du fil,

λ est l'allongement du fil.

$\Psi (>1)$ est le travail redondant qui prend en compte les hétérogénéités de déformation entre le cœur et la surface du fil.

τ est la cission de frottement moyenne, pour une loi de frottement de type Tresca) telle que

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

La température superficielle du fil est imposée par sa température initiale T_i , par la déformation plastique (échauffement ΔT_d) et par le frottement sur la filière (échauffement ΔT_f). L'évolution de la température à cœur du fil peut être estimée en supposant le procédé adiabatique et en négligeant la conduction thermique. Felder⁸² propose l'expression suivante:

$$\Delta T_d = \frac{\int_0^{\Psi \ln(\lambda)} \sigma_0 d\varepsilon}{\rho C}$$

(67.)

Où : ρ est la masse volumique du fil,

C est la capacité calorifique du fil,

A l'interface fil/filière, de longueur $L_{\text{int}} = L + \frac{R_i - R_f}{\sin(\alpha)}$ (longueur totale de frottement : portée et

zone de déformation), nous devons considérer le frottement entre le fil et la filière et l'extraction de chaleur par la filière; nous supposons que l'énergie stockée dans le film lubrifiant est négligeable du fait de sa faible épaisseur. Pour décrire la distribution de température perturbée, nous utilisons un modèle de type parabolique qui permet d'estimer avec une bonne

⁸² E. Felder, *Effet thermique de la mise en forme : Théorie et phénomènes volumiques*, Techniques de l'ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M3012, 2001

approximation la variation de la température superficielle $\Delta T_{\text{frottement}}$ le long de la zone de déformation⁸³:

$$\Delta T_f = \sqrt{\frac{3}{2} \frac{\phi}{b^2} \int_0^l \phi dt}$$

(68.)

Où : b est l'effusivité thermique du fil telle que $b=(k \rho C)^{1/2}$ en $J.m^{-2}.C^{-1}.s^{1/2}$,

$t \sim x/v$ est le temps de glissement de la tranche de métal considérée sur la filière,

x est la distance axiale à l'entrée,

v est la vitesse de tréfilage.

Le flux superficiel ϕ est de la forme :

$$\phi = \tau v - \phi_F$$

(69.)

Le flux de chaleur extrait par la filière ϕ_F en supposant que v et τ sont constants au cours d'une passe vaut en première approximation :

$$\phi_F = 3K_F \frac{T_S - T_F}{L_{\text{int}}}$$

(70.)

K_F est la conductivité thermique de la filière, T_S est la température moyenne d'interface, T_F est la température du rayon extérieur de la frette de la filière (imposée par le bain d'huile de tréfilage). La température moyenne d'interface T_S est calculée au moyen d'une intégrale simple :

$$T_S = \frac{1}{L_{\text{int}}} \int_0^{L_{\text{int}}} T(x) dx$$

(71.)

On en déduit, en linéarisant le terme lié à la déformation plastique, que la température superficielle finale du fil (en $x = L_{\text{int}}$) peut s'écrire comme la somme de 3 termes:

⁸³ E. Felder, *Effet thermique de la mise en forme : Phénomènes superficiels et modélisation*, Techniques de l'ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M3013, 2001

$$T_s = \left[T_i - \frac{\left(T_i - T_F + \frac{\sigma_0}{\rho C} \left(\frac{R_f - R_i}{R_i} \right) \right)}{\left(\frac{2}{3} + \sqrt{\frac{2}{3} \frac{bL_{int}}{3K_F} \sqrt{\frac{v}{L_{int}}}} \right)} \right] + \left[\frac{\sigma_0}{\rho C} \left(\frac{2(R_f - R_i)}{R_i} \right) \right] + \left[\frac{\frac{\sqrt{3}}{2} \frac{\tau \sqrt{vL_{int}}}{b}}{\left(1 + 3\sqrt{\frac{2}{3} \frac{K_F}{bL_{int}} \sqrt{\frac{L_{int}}{v}}} \right)} \right] \quad (72.)$$

Pertes
Déformation
plastique
Frottement

Le premier terme correspond au terme d'évacuation de la chaleur liée à la déformation plastique par échange avec la filière, le second à l'échauffement lié à la déformation plastique et le dernier terme correspond à l'échauffement lié au frottement et l'évacuation de la chaleur par le fil et la filière

Nous retrouvons dans cette expression les échauffements superficiels du fil générés par la déformation plastique et par le frottement et diminués par le flux extrait par la filière. Dans une première approximation, nous ne considérons que les deux derniers termes de cette expression, ce qui nous amène à écrire que l'échauffement final de la surface du fil ΔT_s est:

$$\Delta T_s = T_s - T_i = \left[\frac{\sigma_0}{\rho C} \left(\frac{2(R_f - R_i)}{R_i} \right) \right] + \sqrt{\frac{3}{2}} \frac{\tau \sqrt{vL_{int}}}{b} V(v) \quad (73.)$$

$V(v) = \frac{1}{\left(1 + 3\sqrt{\frac{2}{3} \frac{K_F}{bL_{int}} \sqrt{\frac{L_{int}}{v}}} \right)}$ représente la fraction de l'énergie de frottement emmenée par le fil

Dans cette expression, et contrairement à la relation de Siebel présentée dans le chapitre 1, nous prenons en compte l'extraction par le fil de la chaleur générée par frottement. Nous présentons dans le tableau 14 les valeurs de $V(v)$ calculées dans nos conditions d'essais de référence pour plusieurs vitesses de tréfilage, avec et sans prise en compte de la portée.

Vitesse de tréfilage [m/s]	0.05	1.00	2.00	5.00	10.00	15.00
Facteur $V(v)$, portée non considérée	0.05	0.20	0.26	0.36	0.44	0.49
Facteur $V(v)$, portée considérée	0.07	0.24	0.31	0.42	0.50	0.55

Tableau 14. La fraction de l'énergie de frottement emmenée par le fil $V(v)$ pour différentes vitesses de tréfilage [Filière PCD avec $2R_f=0.450mm$ - $2\alpha=15.8^\circ$ - $L = 0,17mm$ - $K_F=1000$ W/m.K - Cuivre ETP avec $2R_i=0.524mm$ $k=397$ W/m^{°K}, $C=386$, $\rho=8960$ kg.m⁻³]

A très basse vitesse, l'énergie de frottement est évacuée essentiellement par la filière alors que c'est le fil qui l'évacue à très haute vitesse ; à 15 m/s, la fraction évacuée par le fil et la filière sont voisines et de l'ordre de 50 %. La prise en compte de la portée ne modifie que faiblement la valeur de la fraction de l'énergie de frottement emmenée par le fil $V(v)$

A partir de cette analyse mécanique et thermique, la contrainte de tréfilage et l'échauffement superficiel final du fil peuvent être écrits comme deux fonctions linéaires du travail de déformation plastique W_{pl} et de la cission de frottement τ (relations (66.) et (73.)) selon :

$$\sigma_f = W_{pl} + a_1 \tau \tag{74.}$$

$$\rho C \Delta T_s = W_{pl} + b_1 \sqrt{v} V(v) \tau \tag{75.}$$

Avec $a_1 = \ln(\lambda) \cot \alpha + \frac{2L}{R_f}$ et $b_1 = \sqrt{\frac{3}{2}} \sqrt{\frac{L_{int}}{a}}$

Où $a = \frac{k}{\rho C}$ est la diffusivité thermique du fil Nous donnons dans le Tableau 15 les valeurs numériques de ces deux paramètres correspondant à nos conditions de références.

	a_1	$b_1 [(s/m)^{1/2} \times 10^4]$
Portée non prise en compte	2.21	18.84
Portée prise en compte	3.73	24.04

Tableau 15. Paramètres a_1 et b_1 pour différentes vitesses de tréfilage [Filière PCD avec $2R_f=0.450mm$ - $2\alpha=15.8^\circ$ - $L = 0,17mm$ - $K_F=1000 W/m.K$ - Cuivre ETP avec $2R_i=0.524 mm$ $k=397 W/m^\circ K$, $a=114mm^2/s$, $\rho=8960 kg.m^{-3}$]

La combinaison des deux relations (74.) et (75.) donne :

$$\sigma_f = W_{pl} \left(1 - \frac{a_1}{b_1 \cdot V(v) \cdot \sqrt{v}} \right) + \left(\frac{a_1 \cdot \rho \cdot C}{b_1 \cdot V(v) \cdot \sqrt{v}} \right) \Delta T_s \tag{76.}$$

Ce modèle théorique indique que la contrainte, pour diverses conditions de frottement, est une fonction linéaire croissante de l'échauffement maximal superficiel du fil. En supposant les

distributions de température de forme fixe, on en déduit que toute mesure de température locale dans la filière $\Delta T_{mesurée}$ est proportionnelle à ΔT_s :

$$\Delta T_s = \beta' \Delta T_{mesurée} \quad (77.)$$

Le report de cette relation dans l'expression du flux indique alors que la contrainte de tréfilage est également fonction linéaire croissante de toute mesure locale de température. A partir d'une représentation graphique $\sigma_f = f(\Delta T_{mesurée})$ pour diverses conditions de lubrifications et des valeurs numériques des différents paramètres liés au fil et à la filière, nous pouvons alors estimer les valeurs du travail plastique W_{pl} et β' .

III-1.2 Analyse thermomécanique application au tréfilage.

III.1.2.1 Protocole expérimental : prise en considération des phénomènes thermiques :

Afin de prendre en compte les phénomènes du couplage thermique mis en jeu pendant le tréfilage, une étude expérimentale a été réalisée pour déterminer le profil de température dans une filière (du type PCD de diamètre 0.450mm) lors de tréfilage d'un fil de cuivre.

Le contact fil/filière lors du tréfilage entraîne une élévation de la température qui peut atteindre 300°C au niveau de ce contact. Cette élévation de la température contribue au changement des propriétés mécaniques des matériaux mis en jeu (Résistivité, rigidité, etc.).

Nous avons utilisé, sur les dispositifs de tréfilage, des filières percées et instrumentées avec des thermocouples de diamètre 0.5 mm de manière à estimer les échauffements générés par le procédé (Figure 59). Le but de l'expérience est de mesurer le gradient de la température à l'intérieur de la filière pendant le tréfilage sur trois zones : le cône de réduction, la portée et l'interface entre la monture et le noyau de la filière. Les filières ainsi usinées ont trois perçages : l'un à 25% de l'épaisseur du noyau (plus proche du contact fil/filière) (01), l'autre à 75% de l'épaisseur du noyau (plus proche de la portée (02) c'est-à-dire très proche de l'interface fil-filière. le troisième à l'interface (03) noyau en Diamant Poly Cristallin) – Monture en acier.

La matière constitutive des noyaux utilisée est le diamant poly cristallins (PCD) dont les propriétés sont données dans le tableau 16.

Module d'Young (GPa)	Masse volumique (kg.m ⁻³)	Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)
10 ^{E6}	3520	1000	502

Tableau 16. Propriétés du noyau diamant poly cristallins PCD de la filière

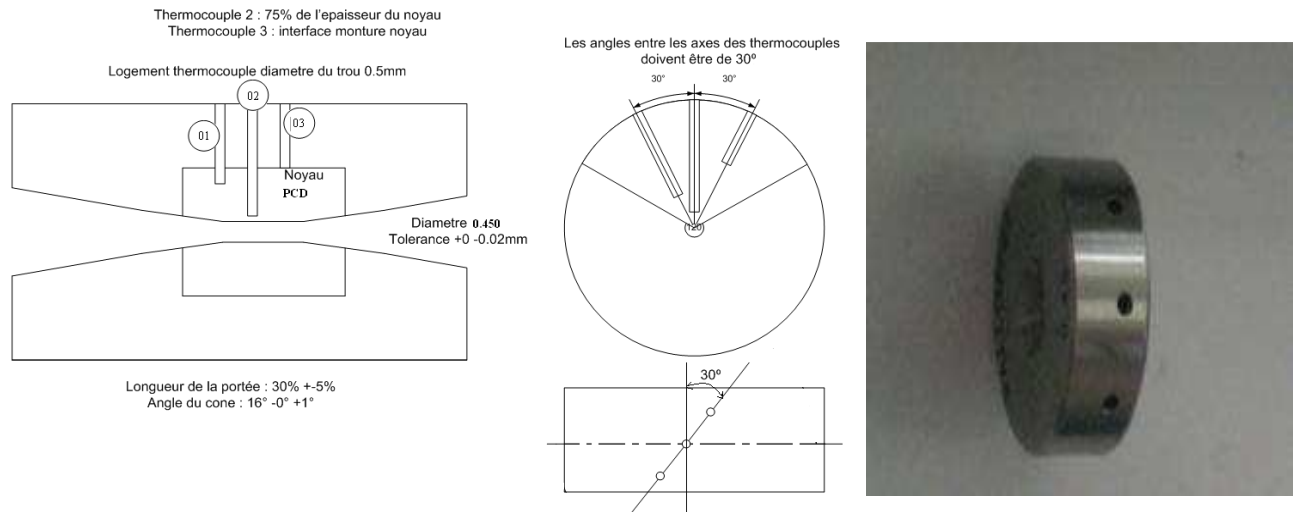


Figure 59. Schéma de la filière PCD avec les trois emplacements pour les thermocouples

Une machine de tréfilage mono fil à glissement est utilisée pour réaliser le tréfilage d'un fil de cuivre au travers la filière pour des paramètres donnés (tableau 17). La machine industrielle est instrumentée pour mesurer la force de tréfilage (figures 60 et 61) et la température au cours de la déformation du fil. La lubrification s'effectue par immersion dans de l'huile entière. Un fil de cuivre initialement recuit de diamètre 0.524 mm est tréfilé à un diamètre 0.450 mm (soit un taux de réduction de section $r = 26.25 \%$). Nous avons varié la vitesse de tréfilage (au niveau de la filière suivie) de 0 jusqu'à 7m/s.

σ_0 [Pa]	P [%]	α [°]	r [%]	R_i [m]	R_f [m]
3.0E+08	38	7.9	26.25	2.62E-04	2.25E-04

Tableau 17. Paramètres de tréfilage

où σ_0 la limite élastique, α le demi angle du cône de travail, P la longueur de portée calibrante exprimée en pourcentage du diamètre de la filière, R_i le rayon du fil d'entrée, R_f le rayon du fil à la sortie de la filière.

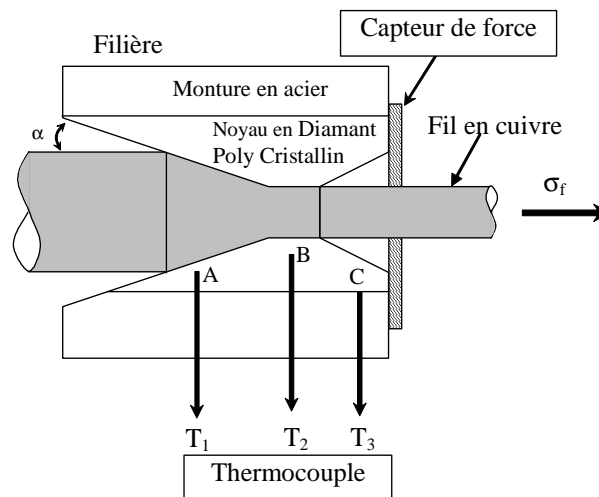


Figure 60. Schéma du protocole expérimental : emplacement des thermocouples et de la cellule de force.

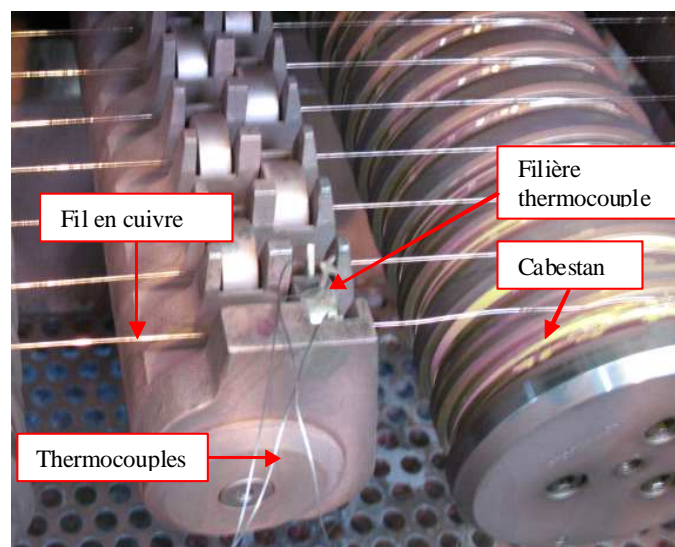


Figure 61. Position de la filière dans tréfileuse

III.1.2.2 Résultats expérimentaux

La figure 62 montre l'évolution de la température au cours du temps avec une vitesse de tréfilage augmentant progressivement jusqu'à la valeur de 7m/s. La température qui dépend de la déformation, la chaleur générée par déformation plastique et du frottement augmente avec la vitesse. Pour enregistrer la valeur de la force et de la température, on considère que, au bout d'un certain temps t , le régime stationnaire est établi. On remarque que la température T_2 mesurée par le thermocouple B, très proche de l'interface fil - filière (c'est-à-dire, près de la zone de travail),

est supérieure aux températures T1 et T3 mesurées en (A) et (C). L'évolution de la température, pour les trois thermocouples peut être subdivisée en trois phases :

- Une première zone ($0 < v < 1$ m / s) correspond à une forte augmentation de la température, le régime de lubrification est mixte, le film lubrifiant se créant entre le fil et la filière.
- Une deuxième phase ($v > 1$) qui montre que la température augmente progressivement en fonction de la vitesse.
- Une troisième zone qui correspond à l'arrêt de la machine et la décroissance des températures.

Pour chaque vitesse de tréfilage, dont on souhaite connaître le profil de température dans la filière, l'état stationnaire est atteint.

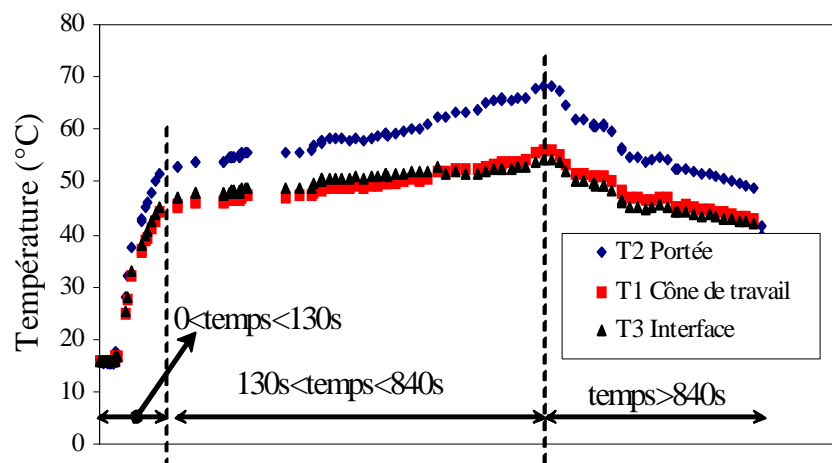


Figure 62. Evolution des températures de filière avec le temps.

Concernant la reproductibilité des essais, de faibles écarts constatés (<1%) au cours de différentes séries d'essais, dans des conditions similaires, indiquent que les thermocouples sont bien positionnés dans leur emplacement et que les perçages sont réalisés de manière similaire pour toutes les filières.

Corrélation entre les températures mesurées par les thermocouples

La figure 63 met en évidence la dépendance entre les différentes mesures des températures T1, T2 et T3 dans la filière. En effet on note l'existence de corrélations linéaires entre les trois températures. Cela signifie que la stabilité de positionnement des thermocouples

est plutôt satisfaisante au cours des d'essais. Cela nous indique également que les températures mesurées sont proportionnelles et qu'un thermocouple peut suffire pour décrire le champ de températures dans la filière. Les différentes conclusions pourront donc être menées à partir de l'observation du thermocouple T2 pour sa proximité par rapport à la zone de travail.

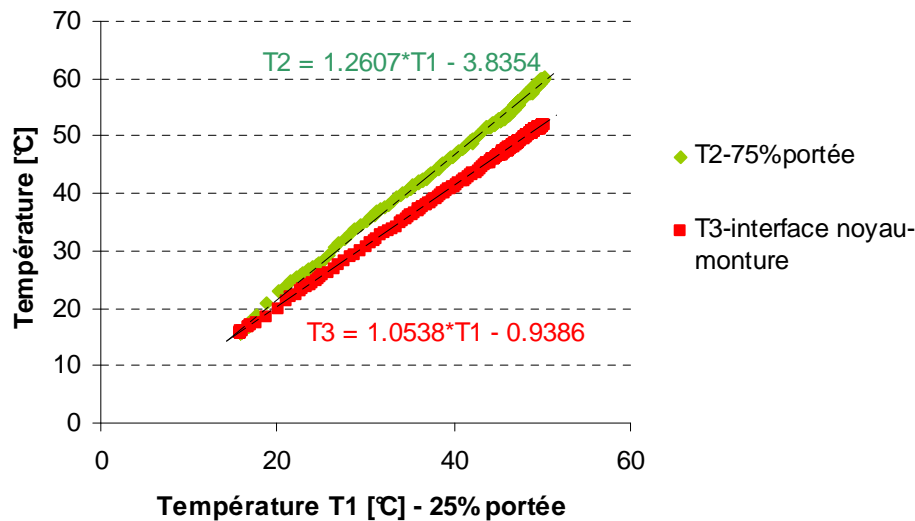


Figure 63. Evolution des trois températures de filière T1, T2 et T3 mesurées par thermocouples au cours d'une série d'essais

La Figure 64 illustre l'évolution de la température et de la contrainte de tréfilage en fonction de la vitesse. (La température T2 est mesurée par le thermocouple B). Les résultats montrent que la vitesse a un effet sur la température et sur la contrainte.

Pour des vitesses faibles ($v < 1 \text{ m/s}$), les résultats montrent que l'augmentation de la température de 25 à 45 °C correspond à la lubrification mixte (frottement mécanique et l'huile) due à la mise en vitesse de la machine. Pour des vitesses plus élevées, les résultats montrent une corrélation linéaire entre la température et la vitesse, mais aussi entre la contrainte et la vitesse. (Cela signifie qu'un film lubrifiant est présent et continu entre le fil et la filière). Si l'on considère seulement une corrélation linéaire entre la température T2, et la vitesse, nous pouvons remarquer que la température augmente de 45 à 65 °C, et la contrainte de 300 à 480 MPa.

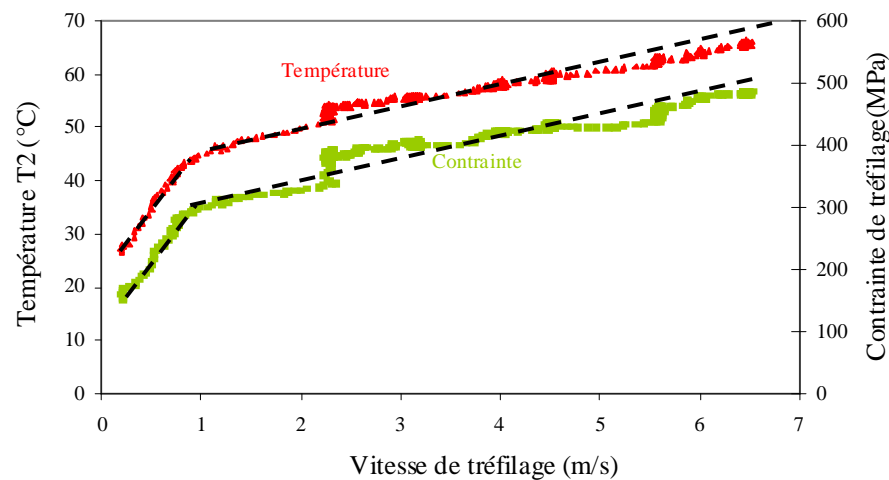


Figure 64. Evolution de la température et la contrainte de tréfilage avec la vitesse.

La figure 64 présente l'évolution de la contrainte de tréfilage en fonction de l'échauffement $\Delta T = T_2 - T_0$ ($T_0 = 15.9^\circ$) il est à noter ici que cette évolution se fait de façon linéaire selon la relation

$$\sigma = 7.9\Delta T + 10.2$$

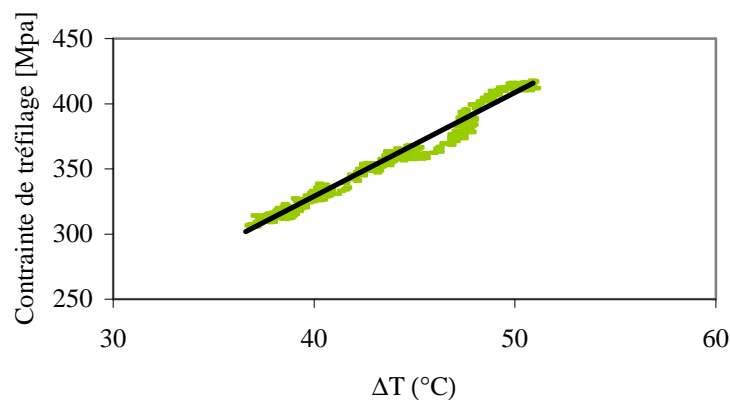


Figure 65. Contrainte de tréfilage en fonction de l'échauffement au niveau du thermocouple T2

III-1.3 Modèle d'Avitzur modifié

Les principaux modèles phénoménologiques considèrent que la contrainte de tréfilage est une fonction des paramètres géométriques : taux de réduction, de l'angle de travail, longueur de la portée calibrante et du coefficient de frottement, mais elle est indépendante, explicitement dans le modèle, de la vitesse (chapitre I). Toutefois, sur la figure 64, nous remarquons que la

contrainte varie avec la vitesse. Dans cette étude, les modèles de Siebel et d'Avitzur sont modifiés par l'introduction d'une relation entre le coefficient de frottement et la température. Cette relation est obtenue en calculant le coefficient de frottement en fonction de la contrainte de tréfilage obtenue expérimentalement pour une géométrie donnée du fil et de la filière (condition de tréfilage de référence) Dans un premier temps nous avons considéré que les propriétés du matériau ne dépendaient pas de la vitesse de déformation ; i.e. limite d'écoulement du matériau indépendante de la vitesse de déformation. L'expression des coefficients de frottement pour les deux modèles étudiés

$$\mu_{SI} = \left[\frac{\sigma_f}{\sigma_0} - \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) - \frac{2\alpha}{3} \right] \frac{1}{\cot \alpha \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right)}$$

(78.)

$$\mu_{AV} = \frac{\frac{\sigma_0 - \sigma_f}{\sigma_0} + 2f(\alpha) \ln \frac{R_i}{R_f} + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right)}{2 \left[\frac{P}{R_f} \left(1 + \frac{\sigma_f}{\sigma_0} \right) - \cot \alpha \left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln \frac{R_i}{R_f} \right) \ln \frac{R_i}{R_f} \right]}$$

(79.)

où σ_f désigne la contrainte de tréfilage, déterminée expérimentalement, μ_{SI} ou μ_{AV} le coefficient de frottement à l'interface fil- filière, déterminé respectivement selon l'expression de Siebel (8.) ou d'Avitzur (31.) , σ_b la contre traction due au cabestan de tirage précédent (ici $\sigma_b = 0$). Dans cette équation, le coefficient de frottement entre le fil et la filière est supposé constant.

A partir des résultats expérimentaux, nous avons représenté l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la température (forme adimensionnelle). La figure 66 présente l'évolution du coefficient de frottement en fonction de la température adimensionnée par T_0 valeur initiale de la température (ou valeur moyenne du bain de tréfilage ($T_0=15.9^\circ\text{C}$)). Les deux courbes correspondent aux valeurs du coefficient de frottement déterminé par les deux modèles en utilisant les données expérimentales ou les valeurs des contraintes de tréfilage varient en fonction de la température.

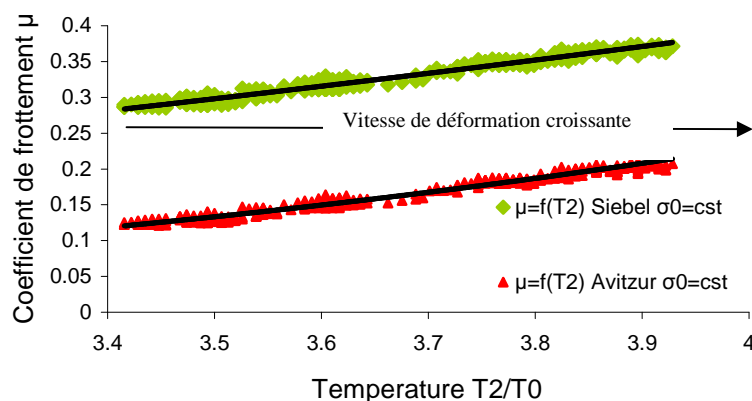


Figure 66. Evolution du coefficient de frottement en fonction de la température.

Les résultats donnés par les deux modèles montrent une corrélation évidente entre le coefficient de frottement et la température qui peut s'écrire sous la forme d'une fonction puissance :

$$\mu = \mu_0 \left(\frac{T}{T_0} \right)^m$$

(80.)

Ou μ_0 est le coefficient de friction pour la température de référence T_0 ($T_0 = 15.9^\circ\text{C}$), m paramètre constant A partir de la figure 66 nous déterminons $\mu_0=0.2$ and $m = 2.02$ en utilisant le modèle de Siebel et $\mu_0=0.008$ and $m = 4.10$ en utilisant le modèle d'Avitzur.

A partir de l'équation (80.), nous pouvons proposer une formulation modifiée des deux modèles précédents, ce qui nous conduit à réécrire le modèle de Siebel sous la forme suivante:

$$\sigma_f = \sigma_0 \left[\left(1 + \left(\mu_0 \left(\frac{T}{T_0} \right)^m \right) \cot \alpha \right) \ln \left(\frac{A_i}{A_f} \right) + \frac{2\alpha}{3} \right]$$

(81.)

Et le modèle d'Avitzur sous la forme suivante :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_0} = \frac{\left[\frac{\sigma_b}{\sigma_0} + 2f(\alpha) \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) + \left(2\mu_0 \left(\frac{T}{T_0} \right)^m \right) \left(\cot(\alpha) \left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) \right) \ln \left(\frac{R_i}{R_f} \right) + \frac{P}{R_f} \right) \right]}{\left[1 + 2 \left(\mu_0 \left(\frac{T}{T_0} \right)^m \right) \frac{P}{R_f} \right]}$$

(82.)

Nous considérons que la contrainte d'écoulement σ_0 est constante.

Ce modèle empirique donnant une forme puissance à l'expression du coefficient de frottement n'est valable que pour des vitesses de tréfilage faibles. En effet, l'effet de la vitesse de déformation étant négligé, le coefficient de frottement augmente indéfiniment, ce qui rend cette réécriture irréaliste. En effet les prédictions du coefficient de frottement obtenues par les équations (81.) et (82.) sont surestimées. Elle ne prend pas en considération toutes les pertes dues au frottement, ni la déformation inhomogène⁸⁴.

Dans nos conditions expérimentales, nous avons utilisé une huile entièrement minérale, un coefficient de frottement supérieur à 0.1 semble irréaliste⁸⁵. De plus, de nombreux autres facteurs, non quantifiés dans notre étude, sont négligés, comme par exemple la prise en compte de la contre traction, et la vitesse de déformation.

Pour remédier à ce problème, nous avons étudié la prise en compte de la vitesse de déformation dans le modèle d'Avitzur en considérant que la contrainte d'écoulement est dépendante du taux de déformation plastique. Cette dépendance est calculée en fonction des vitesses de tréfilage lors de nos essais. Le modèle utilisé pour déterminer la dépendance de la vitesse de déformation sur la limite d'écoulement est celui de Johnson Cook⁸⁶ qui s'écrit sous la forme suivante :

$$\sigma_0 = (\sigma_0(\dot{\epsilon}_0)) \left(1 + 0.025 * \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right) \right) \quad (83.)$$

La figure 67 donne l'évolution de la limite d'écoulement en fonction des vitesses de déformation considérées pendant l'essai de tréfilage ($\dot{\epsilon} = \frac{\text{vitesse de tréfilage}}{(R_i - R_f)}$). Dans nos conditions d'essais,

la limite d'écoulement varie de 300 MPa (limite d'écoulement de référence pour un essai de traction quasi statique) jusqu'à 430 MPa pour des vitesses de tréfilage de 7 m/s.

⁸⁴ G. Vega., A. Haddi, A. Imad, Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing. Materials and Design, 2008

⁸⁵ M. Saurel, Rapport interne Nexans, Best practice in Wire drawing, 2005

⁸⁶ L. Campagne, *Modélisation de la viscoplasticité et de l'endommagement en grande vitesse de déformation*, Université Strasbourg I, 2003

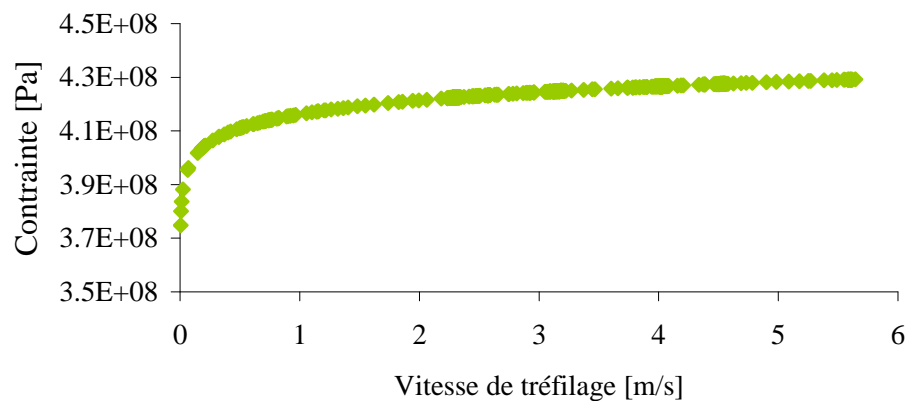


Figure 67. Evolution de la contrainte d'écoulement en fonction de la vitesse de tréfilage pour nos conditions d'essai

En tenant compte de l'équation (83.), nous pouvons déterminer le coefficient de frottement μ_{av} comme une fonction de la température et de la vitesse de déformation. On remarque que μ augmente avec la température et tend vers une valeur asymptotique inférieure à $\mu = 0.05$. Ce qui semble réaliste pour les conditions de lubrification considérées dans cette étude (figure 68).

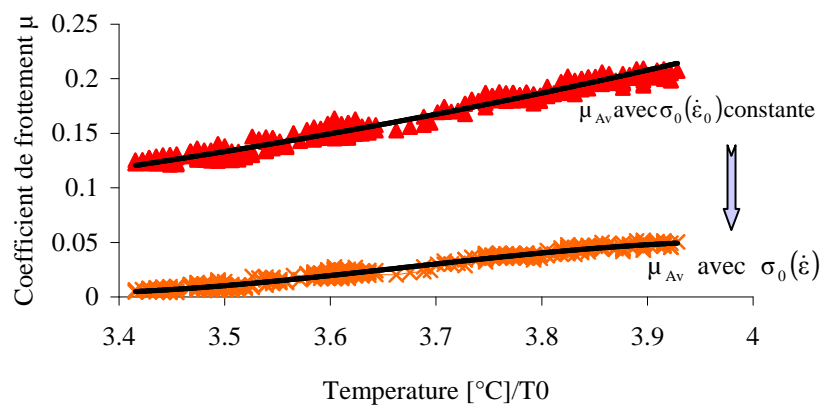


Figure 68. Coefficient de frottement en fonction de la température relative pour nos conditions d'essai- Avec et sans prise en compte de la vitesse de déformation

En substituant l'expression de μ dans le modèle d'Avizur, un modèle modifié de l'expression de la contrainte de tréfilage est proposé, qui tient compte à la fois des effets de la température et de la vitesse de déformation et donc des conditions d'interface lors du procédé de tréfilage. Ce modèle peut s'écrire sous la forme suivante :

$$\frac{\sigma_f}{\sigma_0(\dot{\epsilon})} = \frac{\left[\frac{\sigma_b}{\sigma_0(\dot{\epsilon})} + 2f(\alpha) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) + 2\mu(T) \left(\cot(\alpha) \left(1 - \frac{\sigma_b}{\sigma_0} - \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) \right) \ln\left(\frac{R_i}{R_f}\right) + \frac{P}{R_f} \right) \right]}{\left[1 + 2\mu(T) \frac{P}{R_f} \right]} \quad (84.)$$

La mesure indirecte du coefficient de frottement menée dans cette partie consiste à mesurer la force axiale de tréfilage et en déduire le coefficient de frottement à partir d'un modèle mécanique. La connaissance de la contrainte d'écoulement du fil peut toutefois être entachée d'erreurs qui découlent d'hypothèses plus ou moins discutables sur le frottement et le travail redondant. Cette approche fournit de bonnes estimations et est utile pour caractériser les conditions de lubrifications au niveau de l'outil pendant la mise en forme.

Il ne nous a pas été possible de faire varier les conditions de lubrification, les essais ayant lieu sur une machine semi industrielle, la quantité de lubrifiant à changer été trop importante. Néanmoins, la théorie développée dans la partie précédente, doit pouvoir nous donner une estimation du travail plastique et de la température à l'interface par le coefficient multiplicateur β ($\Delta T_s = \beta \Delta T_{mesurée}$). Nos conditions de lubrification nous permettent de déterminer, pour chaque vitesse considérée, un point de la droite $\sigma_f = f(\Delta T_{mesurée})$ tracée à partir de l'expression (85.).(figure 69).

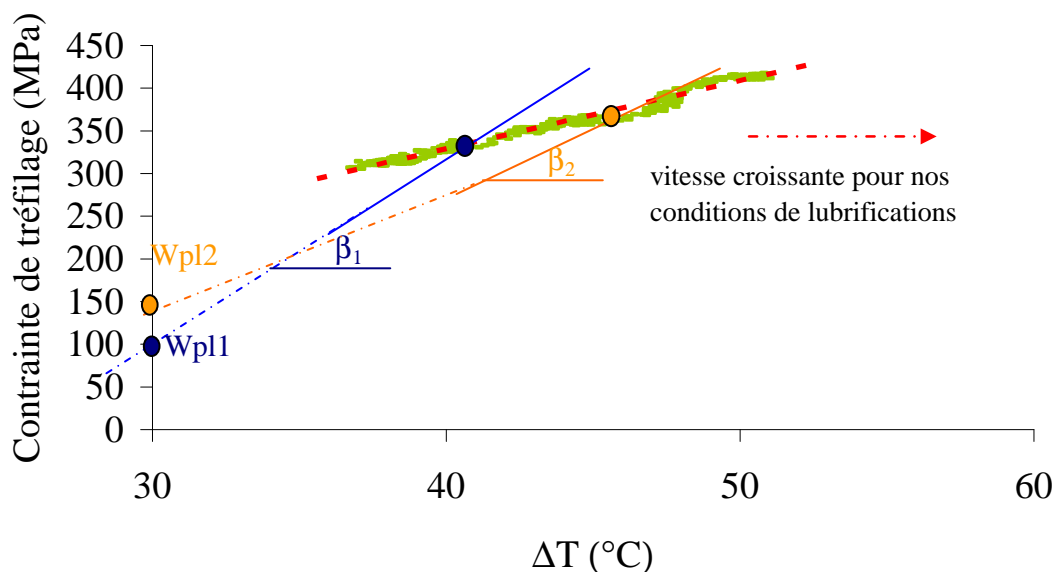


Figure 69. Contrainte de tréfilage en fonction de l'échauffement au niveau du thermocouple T2 ; β_1 et β_2 coefficient d'échange pour vitesse de tréfilage v_1 et v_2

III-1.4 Simulation numérique d'une passe de tréfilage

Nous avons mis en œuvre une simulation numérique pour l'analyse d'une passe de tréfilage. Nous avons utilisé ABAQUS®, dans une modélisation axisymétrique du problème, pour réaliser des calculs de couplages thermomécaniques.

Les calculs numériques permettent d'estimer les contraintes de tréfilage, les profils de température en prenant en compte l'influence de différents paramètres relatifs au procédé : frottement et vitesse de déformation. Les valeurs des efforts de tréfilage sont déterminées de manière à établir une comparaison avec les résultats expérimentaux.

Pour remédier aux fortes distorsions de maillages, une écriture Lagrangienne du problème n'est pas suffisante (le maillage est « attaché » à la structure) on combine donc une écriture Eulérienne. (« suivi » de la particule dans un repère fixe). Les travaux de Stoker⁸⁷ présentent un développement pour la mécanique de solides non linéaire de la méthode ALE (Arbitrary Lagrangian Eulerien). Nous utilisons dans cette partie numérique, la possibilité d'intégrer une méthode ALE dans ABAQUS sur le maillage du fil.

Mise en données pour les calculs de simulation numérique

Pour les calculs prenant en compte un couplage thermomécanique, nous avons utilisé des éléments du type axisymétriques à 4 nœuds avec un point d'intégration réduit (élément dénommé CAX4RT) avec une formulation explicite du problème. La figure 70 illustre le maillage utilisé dans notre modélisation numérique du tréfilage représentant le fil, de diamètre final Ø.450mm, et la filière. La géométrie de la filière correspond aux dimensions présentées dans la partie expérimentale.

⁸⁷ C. Stoker, *Developments of the Arbitrary Lagrangian-Eulerian Method in non-linear Solid Mechanics* Thèse University of Twente, 1999

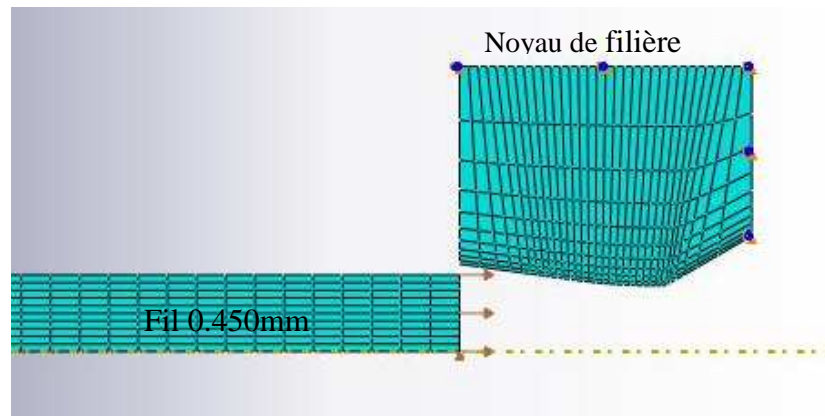


Figure 70. Maillage utilisé

Une limite imposée par le logiciel de calculs relative à la longueur de fil tréfilé : pour s'assurer d'un temps de calcul correct, il faut veiller à ce que la taille des mailles et le nombre d'éléments ne soient pas trop importants. Nous avons arbitrairement choisi de tréfiler une longueur de 15 mm. Pour une vitesse de 1m/s, le temps réel de l'opération est alors de 0,015s. Cette durée est bien sûr trop faible pour que s'établisse un régime thermique permanent dans la filière. Pour accentuer les phénomènes à observer :

- nous avons utilisé un coefficient de transfert thermique entre le fil et la filière très élevé ($\sim 10^6 \text{ W.m}^{-2}.\text{K}^{-1}$) ;
- nous n'avons pas pris en compte le refroidissement de la filière par circulation d'huile, mais simplement par convection d'air.

Les principales caractéristiques thermomécaniques nécessaires pour décrire le comportement de la filière sont explicitées dans le tableau 18. Il faut noter que pour cette partie de l'étude, la filière est considérée comme un corps déformable.

Module d'Young (GPa)	Masse volumique (kg.m^{-3})	Conductivité thermique ($\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$)	Coefficient de transfert thermique $\text{W.m}^2 \text{K}^{-1}$	Chaleur spécifique ($\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$)
10^6	3520	1000	10^6	502

Tableau 18. Principales caractéristiques de la filière PCD utilisé pour l'analyse

Une vitesse de déplacement variant de 1 à 6 m/s est imposée en bout du fil. Le procédé étant un procédé se déroulant essentiellement avec une vitesse de déformation assez élevée.

Afin de caractériser le comportement du matériau, plusieurs essais de traction ont été réalisés sur une machine de traction INSTRON sur des fils de cuivre préalablement prélevés avant la filière

(diamètre 0.524mm) de façon à caractériser correctement le fil entrant réellement dans la filière auscultée. Les essais ont été conduits pour différentes températures (figure 71) et différentes vitesses de déplacement (Figure 72).

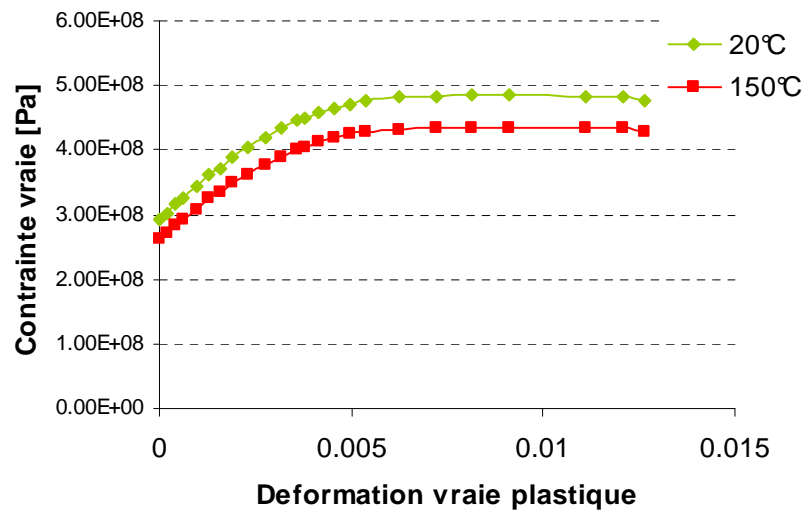


Figure 71. Essais de traction pour différentes températures - Cuivre Ø0.524mm

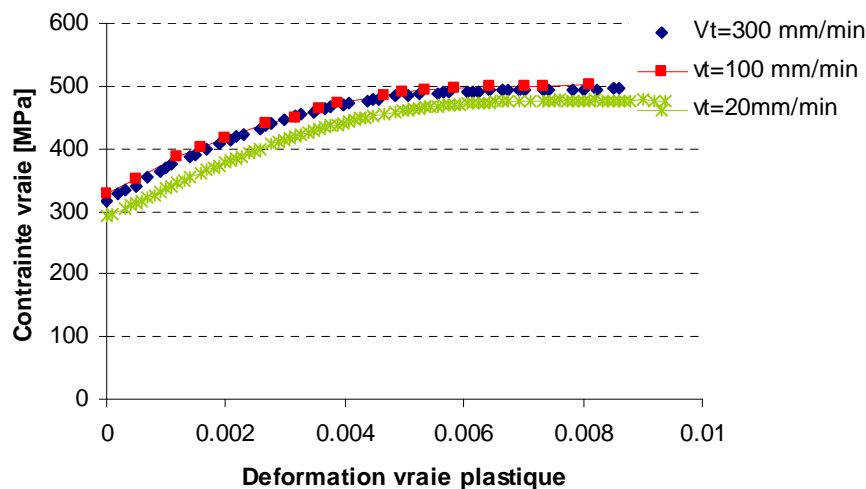


Figure 72. Essais de traction pour différentes vitesses de déformation - Cuivre Ø0.524mm

Ainsi, la loi de comportement utilisée correspond à un modèle élastoviscoplastique. Cette loi est basée sur les essais réalisés à différentes températures pour la partie thermique et sur la dépendance de la limite d'écoulement à la vitesse de déformation définie par le rapport des limites d'écoulement R :

$$R_{(\dot{\epsilon})} = \frac{\tilde{\sigma}(\dot{\epsilon})}{\sigma_0}$$

$\tilde{\sigma}_{(\dot{\epsilon})}$ limite d'écoulement à une taux de déformation $\dot{\epsilon}$

σ_0 limite d'écoulement en quasi statique

Dans notre cas d'étude, les valeurs obtenues pour différentes vitesses de déformation sont données dans le tableau 19.

$\tilde{\sigma}_{(\dot{\epsilon})}$	R	$\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]
293	1	1.67E-04
315	1.0750	3.33E-03
327	1.1160	1.67E-02

Tableau 19. Rapport de limites d'écoulement

La figure 73 illustre le profil du champ de contraintes équivalentes de Von Mises dans le fil et la filière pour un coefficient de frottement égal à 0.1 et une vitesse de tréfilage appliquée de 6 m/s. Les contraintes maximales se situent au niveau du cône de travail, correspondant au premier point de contact dans cette zone.

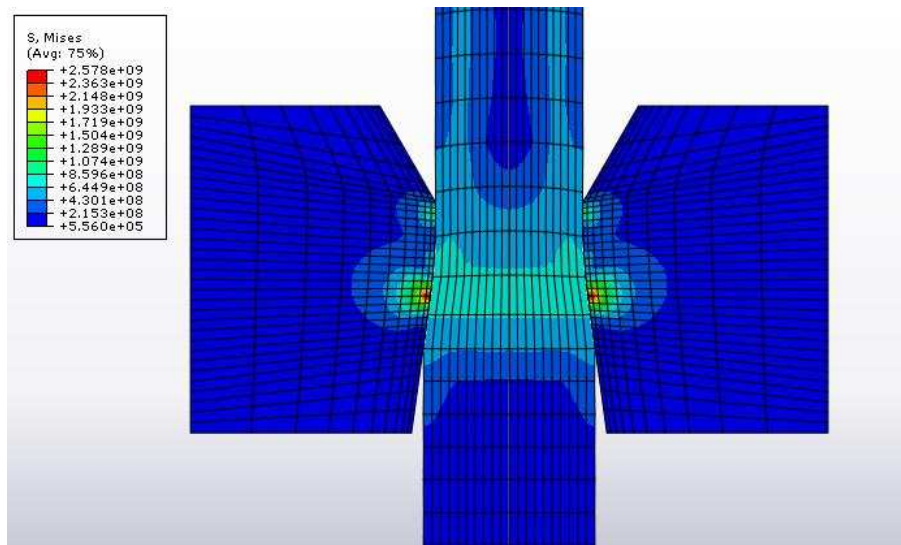


Figure 73. Isovaleurs de contraintes équivalentes de Von mises dans le fil et la filière [$v=6\text{m/s}$ – $\mu=0.1$ - $T^{\circ}\text{C}$ initiale = 15.9°C - longueur tréfilée 15mm]

Le champ des températures dans le fil et dans la filière est présenté par la figure 74, pour un coefficient de frottement égal à 0.1 et une vitesse de tréfilage appliquée de 6 m/s. Les températures maximales se situent à la surface libre du fil. Il faut noter ici que la simulation

numérique a été réalisée sans prendre en considération le refroidissement par un bain d'huile mais simplement par convection d'air.

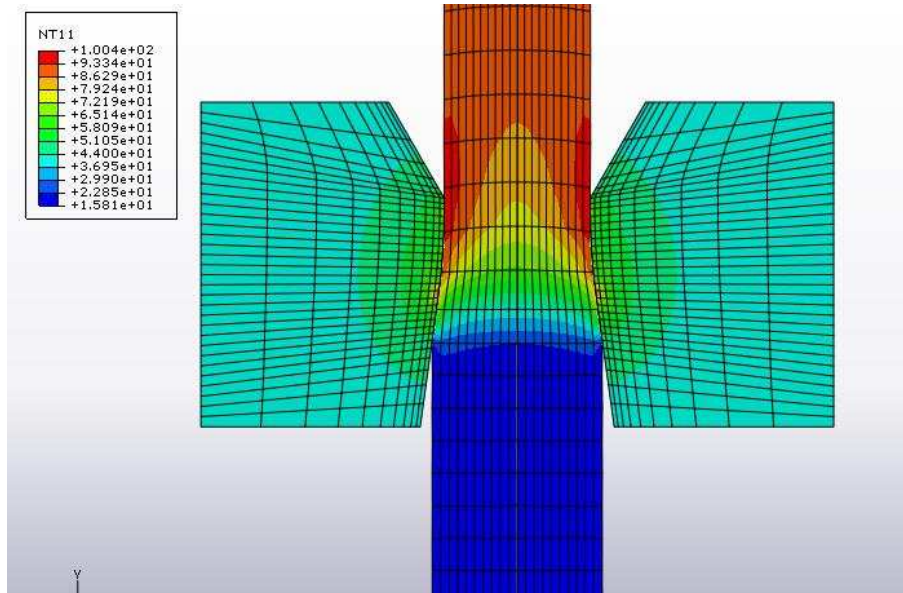


Figure 74. Isovaleurs de température dans le fil est la filière [$v=6\text{m/s}$ – $\mu=0.1$ - $T^{\circ}\text{C}$ initiale $=15.9^{\circ}\text{C}$ - longueur tréfilée 15mm]

Malgré la valeur importante de la diffusivité de la filière utilisée pour les calculs, le régime stationnaire n'est pas établi, il est encore transitoire. Au niveau du point de contact de la filière, la température, ainsi que le flux thermique sont calculés (Figure 75). On constate que le flux de chaleur reste constant après la phase d'approche du fil (début de déformation). Durant le tréfilage, la température dans la filière augmente en fonction du temps et sa valeur passe de 15.9°C à 38°C en fin de simulation.

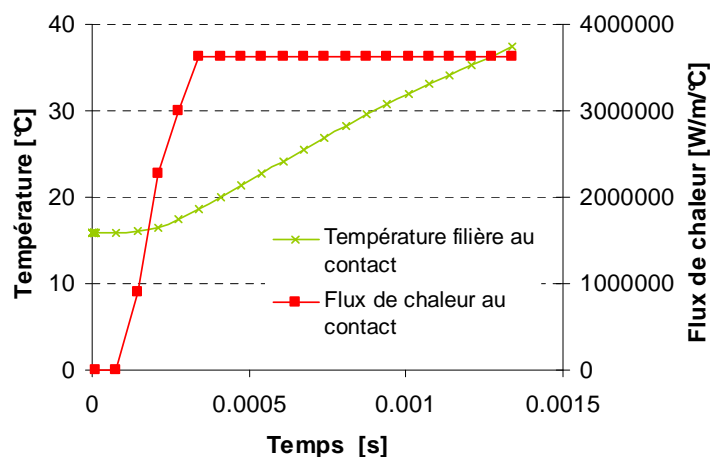


Figure 75. Température et flux de chaleur calculé dans la filière au niveau du premier point de contact fil/filière

Nous présentons sur la figure 76, les profils de champs de contraintes équivalentes et des températures correspondant à une valeur du coefficient de frottement μ de 0.05 (la moitié de celui considéré précédemment). Nous retrouvons bien l'effet du coefficient de frottement qui conduit à une diminution des échauffements de la filière et du fil, et une diminution de la contrainte équivalente de Von Mises.

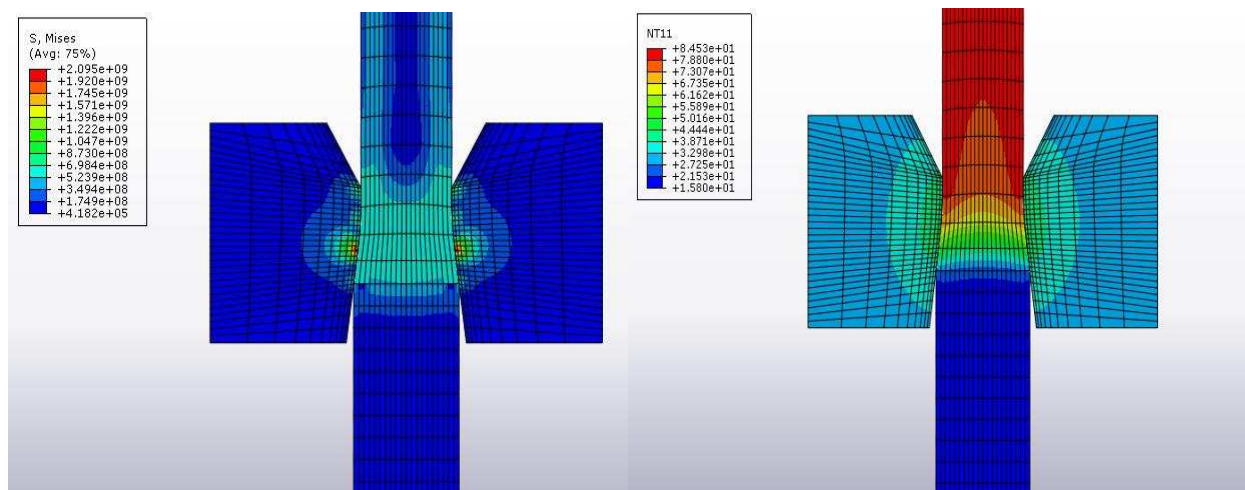


Figure 76. Isovaleurs de contraintes équivalentes de Von mises et de température dans le fil et la filière Conditions $v=6\text{m/s}$ – frottement $\mu=0.05$ - longueur tréfilée 15mm

Le tableau 20 présente les températures calculées par la simulation numérique : (i) à l'interface fil-filière (au point de la pression maximale), (ii) dans le noyau et (iii) la valeur maximale

atteinte dans le fil, et les contraintes de tréfilage pour différentes vitesses et différentes valeurs de coefficient de frottement.

Coefficient de frottement μ	Vitesse [m/s]	Température interface [°C]	Température 75% noyau [°C]	Température max fil [°C]	Force [N]	Contrainte [Mpa]
0.03	1	37	35	65	47	298
0.05	1	43	41	68	51	324
0.1	1	70	68	88	63	397
0.3	1	108	108	194	88	553
0.03	2	38	36	69	49	306
0.05	2	53	48	77	54	339
0.1	2	63	54	88	68	426
0.3	2	134	129	235	89	557
0.03	6	39	35	77	50	314
0.05	6	48	42	85	69	433
0.1	6	94	59	100	78	491
0.3	6	140	107	265	92	580

Tableau 20. Résultats de la simulation numérique $v=1, 2, 6\text{m/s}$ et $\mu=0.03, 0.05, 0.01, 0.3$

Les résultats numériques obtenus présentent les mêmes variations que les résultats expérimentaux (figure 64). Une augmentation de la température et de la contrainte de tréfilage sont observées pour une augmentation du coefficient de frottement ou de la vitesse.

Néanmoins, nous remarquons que la température à 75% du noyau de la filière, après un temps de simulation relativement court, n'est pas stabilisée (Figure 75). Ceci entraîne que, dans ce cas, les variations de températures calculées ne correspondent pas à celles observées expérimentalement avec une croissance avec la vitesse. Les figures 77 et 78 montrent la comparaison entre les valeurs de températures et de contraintes obtenues par la simulation numérique du tréfilage de 15 mm de fil avec les résultats expérimentaux.

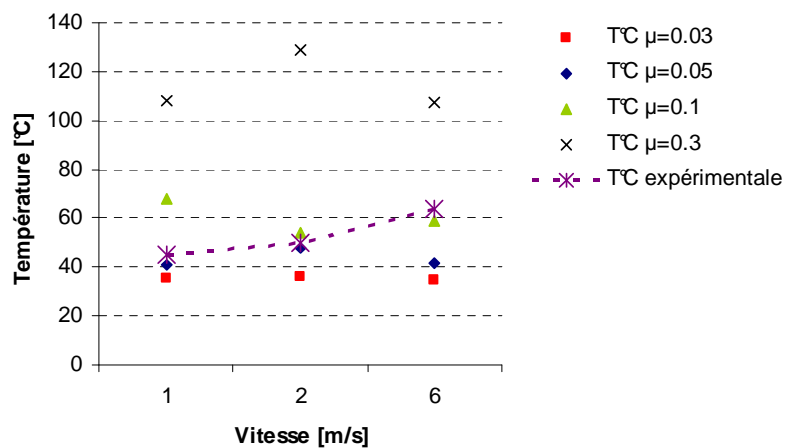


Figure 77. Température dans le noyau en fonction de la vitesse - Comparaison entre simulation numérique pour différents coefficient de frottements et valeurs expérimentales.

Les contraintes calculées pour différentes valeurs de coefficient de frottement permettent de mieux prédire nos résultats pour chaque vitesse, la valeur de contrainte expérimentalement mesurée (figure 78). Ainsi pour une vitesse de 6 m/s, un coefficient de frottement compris entre $\mu=0.03$ et $\mu=0.05$ conduit à une concordance des résultats numériques et expérimentaux.

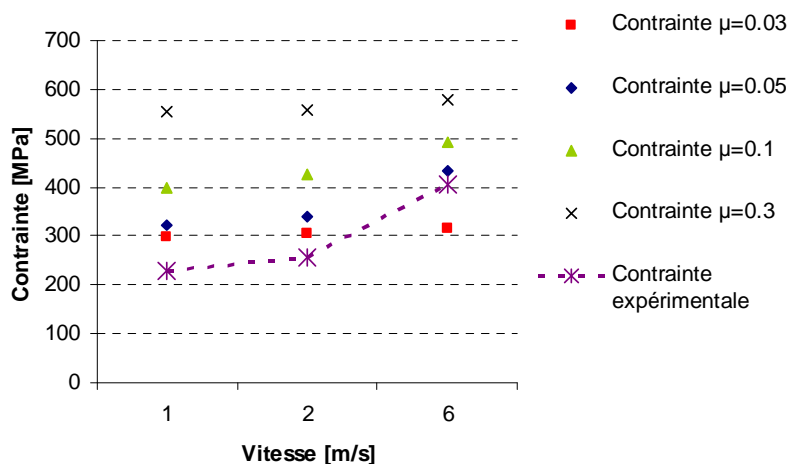


Figure 78. Contrainte de tréfilage en fonction de la vitesse - Comparaison entre simulation numérique pour différents coefficient de frottements et valeurs expérimentales.

Ces résultats sont en accord avec ceux obtenus par l'exploitation des modèles analytiques modifiés présentés précédemment (figure 66). Les coefficients de frottement faibles ($\mu \sim 0.05$), obtenus pour corréliser les valeurs numériques et expérimentales, correspondent à des mesures cohérentes pour le type de lubrification utilisé pour les essais (huile minérale entière).

III.2 Conclusion

Dans cette étude, un couplage entre une approche expérimentale, une modélisation analytique et une simulation numérique a été mené en vue d'une analyse thermomécanique d'une passe de tréfilage. Elle a permis de quantifier l'influence des paramètres du procédé (vitesses de déformations et coefficient de frottement) sur l'effort de tréfilage. La chaleur générée par déformation plastique et par frottement a été quantifiée par une mesure continue utilisant des thermocouples installés dans une filière.

La comparaison expérimentale, analytique et numérique pour un cas particulier (paramètre géométrique, lubrification et matériau donnés) nous a permis de :

- Proposer une relation entre la température de filière et le coefficient de frottement à l'interface fil-filière.
- Caractériser les conditions d'interface par un coefficient de frottement pour des vitesses de tréfilage.
- Obtenir une simulation numérique capable de prédire le comportement thermomécanique pendant la déformation.

Pour atteindre un régime stationnaire et obtenir des résultats numériques plus pertinents dans la filière, les conditions de contact et d'échange thermique à l'interface fil filière devraient être mieux caractérisés. En procédant à des calculs thermiques séparés et alternés, dans le fil et dans la filière, le champ de température dans la filière soumis à un flux de chaleur calculé pendant la déformation du fil, pourrait être corrélée aux résultats obtenus expérimentalement.

Une écriture analytique de l'échauffement superficiel du fil devrait permettre de retrouver le travail plastique du matériau tréfilé W_{pl} , le coefficient d'échange β , la température à l'interface. Il faudrait pour cela réaliser d'autres essais avec des conditions de lubrification différentes.

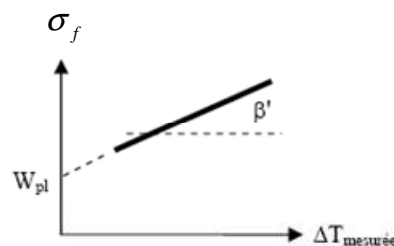


Figure 79. Détermination de W_{pl} et β' à partir des mesures de la contrainte de tréfilage et de la température en un point de la filière avec différents lubrifiants

Chapitre IV : Comportement mécanique et endommagement

Nous présentons dans cette partie la procédure mise en place pour l'identification d'une loi élastoviscoplastique du type Johnson Cook dans le cas d'un fil de cuivre présentant différents taux d'écroutissage et sollicité sous plusieurs vitesses déformation. Des observations réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage ont permis de mettre en évidence la présence de cupules qui caractérise une rupture ductile du fil.

Dans un second temps, nous nous intéressons à l'étude de l'influence de valeurs extrêmes du cône de travail afin de mettre en évidence les situations sévères de tréfilage sur la génération de défauts internes. Cette étude expérimentale permet de produire une situation de tréfilage avec le choix d'un angle de cône de travail important ($\alpha=15^\circ$) conduisant à la création de défauts de type chevron dans la partie centrale du fil.

Ensuite, des simulations numériques sont menées pour la prise en considération de l'endommagement du fil de cuivre en utilisant le modèle découplé de Cockcroft Latham pour prédire la localisation et la forme des défauts, observés expérimentalement.

Enfin une simulation de la présence d'inclusions dans le fil pendant la déformation est étudiée pour déterminer des critères de forme d'inclusion minimisant le risque de rupture.

CHAPITRE IV : COMPORTEMENT MÉCANIQUE ET ENDOMMAGEMENT ..125

IV.1	MODÉLISATION VISCOÉLASTOPLASTIQUE D'UN CUIVRE ETP	126
IV.2	ENDOMMAGEMENT : CARACTÉRISATION ET APPLICATION AU TRÉFILAGE	129
IV-2.1	<i>Observations microscopiques de l'endommagement</i>	129
IV-2.2	<i>Critère d'endommagement découplé de Cockcroft Latham</i>	132
IV.3	INFLUENCE DE LA PRÉSENCE D'INCLUSIONS DANS LES FILS	137
IV.4	CONCLUSION	140

IV.1 Modélisation viscoélastoplastique d'un cuivre ETP

Dans cette partie de l'étude, une série d'essais de traction monotone a été réalisée sur des fils en cuivre ETP, pour une gamme d'écroissage donnée (5 taux de réduction) (Figure 80).

Les différents essais de traction sont réalisés sur des éprouvettes cylindriques, de longueur $L_0=200\text{mm}$, en température ambiante ($T=25^\circ\text{C}$), avec quatre vitesses de déformation différentes : quasi statique considérée $\dot{\epsilon}_0 = 4,1710^{-5} \text{ s}^{-1}$, $\dot{\epsilon} = 1.6710^{-2} \text{ s}^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 3.3310^{-2} \text{ s}^{-1}$.

Le module d'Young E et la limite conventionnelle d'élasticité $R_{p0,2}$ sont estimés et sont donnés à titre indicatifs; en effet la machine de traction utilisée ne possédant pas d'extensomètre. Il est à noter que les vitesses de déformation utilisées dans cette investigation peuvent paraître faibles par rapport aux vitesses de déformation mises en jeu pendant le tréfilage (vitesses de tréfilage de 20 à 30 m/s pour ce types de fil et de diamètre correspondant à des valeur moyenne de vitesse de déformation de $\dot{\epsilon} = 10^2 \text{ s}^{-1}$). Cependant, une modélisation viscoélastoplastique du matériau permettra la prédiction du comportement mécanique correspondant aux vitesses de déformations élevées, ce qui est couramment utilisé dans les travaux antérieurs.

Diamètre des fils [mm]	Taux d'écroissage%	Ecroissage (% de réduction par passe)
1,55		
1,271	33%	32,76
1,133	47%	20,54
1,022	57%	18,63
0,900	66%	22,45

Tableau 21. Gamme d'écroissage cuivre après tréfilage entre chaque filière

Dans le cas d'une vitesse de déformation quasi-statique $\dot{\epsilon}_0 = 4.510^{-5} \text{ s}^{-1}$, l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation est illustrée par la figure 80, pour différents taux d'écroissage. Ces courbes mettent en évidence les effets de ce dernier sur le comportement global du matériau. En effet, on note que l'augmentation du taux d'écroissage de 33 à 66% se traduit par:

- une diminution de la déformation à la rupture
- une augmentation de la contrainte maximale
- une augmentation de la limite élastique et du module d'élasticité longitudinal

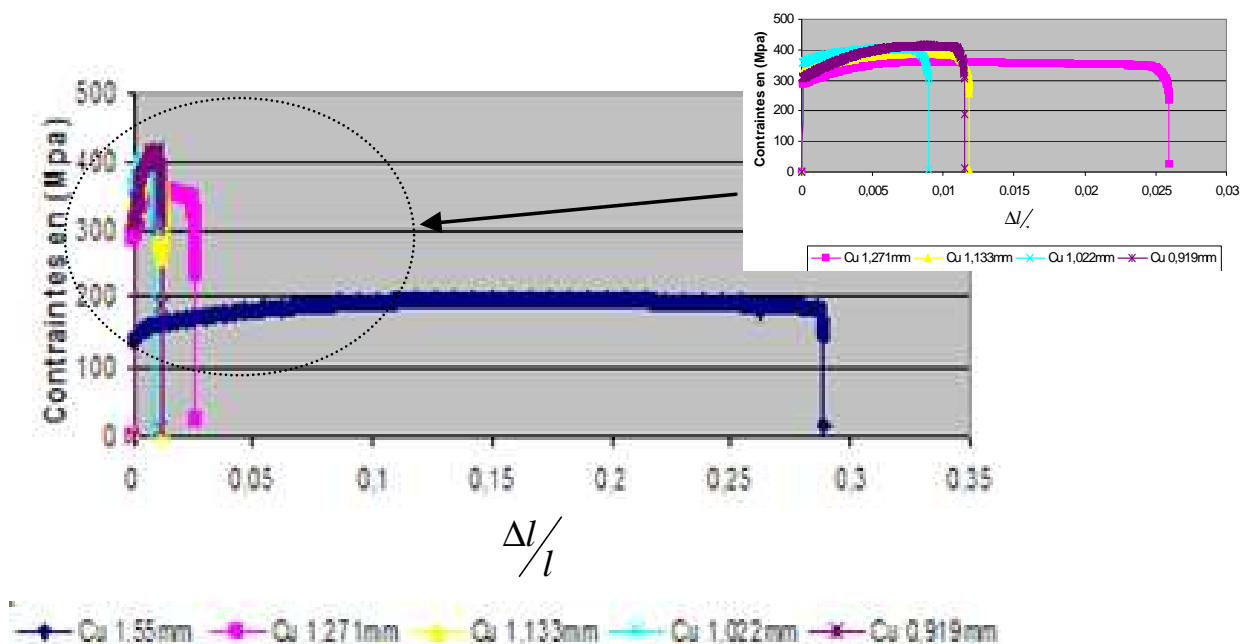


Figure 80. Courbes de tractions en quasi-statique $\dot{\epsilon} = 1.66 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$

Le tableau 22 fournit un récapitulatif des résultats pour les différentes vitesses de déformations. On constate que pour le matériau non écroui, la déformation à la rupture n'est pas sensible à la vitesse de déformation, elle reste comprise entre 28 à 30 %. Ceci est dû au fait que la gamme des vitesses choisies dans cette étude reste assez faible.

$\dot{\epsilon}$	$\dot{\epsilon}_0 = 4.510^{-5} \text{ s}^{-1}$		$\dot{\epsilon} = 2.5 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		$\dot{\epsilon} = 3.33 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$		$\dot{\epsilon} = 1.66 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$	
	Diamètre [mm]	σ_r [Mpa]	ϵ_r [%]	σ_r [Mpa]	ϵ_r [%]	σ_r [Mpa]	ϵ_r [%]	σ_r [Mpa]
1.55	191	28.8	203	29.7	205	29.3	205	29.4
1.271	359	2.5	380	1.9	380	1.8	383	1.1
1,133	390	1.2	414	1.1	412	3.5	417	3.0
1,022	404	0.9	429	1.1	424	1.0	433	0.9
0,900	413	1.2	440	1.1	445	1.0	441	1.1

Tableau 22. Résultats des essais de traction pour différentes vitesses de déformation

A température ambiante ($T = T_a = 20^\circ\text{C}$), le comportement élastoviscoplastique du cuivre a été modélisé en utilisant la loi de Johnson Cook, présentée au chapitre I, et qui s'exprime sous la forme isotherme suivante :

$$\sigma_{eq} = (A + B(\varepsilon_{eq}^P)^n)(1 + C * \ln(\frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^P}{\dot{\varepsilon}_0}))$$

σ_{eq} la contrainte équivalente, ε_{eq}^P la déformation plastique équivalente, $\dot{\varepsilon}_{eq}^P$ la vitesse de déformation plastique équivalente

Les résultats obtenus lors des essais de tractions (contraintes plastiques, déformations plastiques) sont exploités à l'aide d'un logiciel d'analyse de données statistiques pour l'obtention des paramètres de la loi de comportement. Le coefficient C (facteur dynamique) peut être calculé à partir de n'importe quelle vitesse de déformation ; néanmoins, plus la valeur de la vitesse de déformation est élevée (s'éloignant de $\dot{\varepsilon}_0$) plus la valeur de C se stabilise. La valeur de C est donc calculée en utilisant la vitesse de déformation la plus importante. Le tableau 23 synthétise les valeurs des différents paramètres (A, B, n, C) de la loi Johnson Cook pour la gamme d'érouissage utilisée dans cette étude.

Diamètre [mm]	A [MPa]	B [MPa]	n	C
1.55	149	74	0.26	0.010
1.271	321	32	0.02	0.009
1.133	357	72	0.23	0.014
1.022	387	217	0.68	0.014
0.919	354	599	0.52	0.018

Tableau 23. Détermination des coefficients A, B, n et C du modèle de Johnson Cook

Les paramètres d'érouissage B et n, et le facteur dynamique C augmentent au fur et à mesure que le taux de réduction augmente. Ces résultats présentent un grand intérêt pour l'établissement de corrélations entre le taux d'érouissage et les propriétés mécaniques lors du tréfilage d'un fil (cuivre, aluminium, etc.). Cette démarche permet de mettre en place une base de données nécessaire pour la prédiction de la tréfilabilité des matériaux en utilisant des procédures de simulation numériques.

Pour chaque éprouvette testée précédemment nous avons observé les faciès de rupture de façon à caractériser l'endommagement du fil. La figure 81 présente les observations effectuées à l'aide d'un microscope électronique à balayage faciès de rupture pour la série d'éprouvette de diamètre 0.1022mm pour différentes vitesses de déformation pendant les essais de traction monotone.

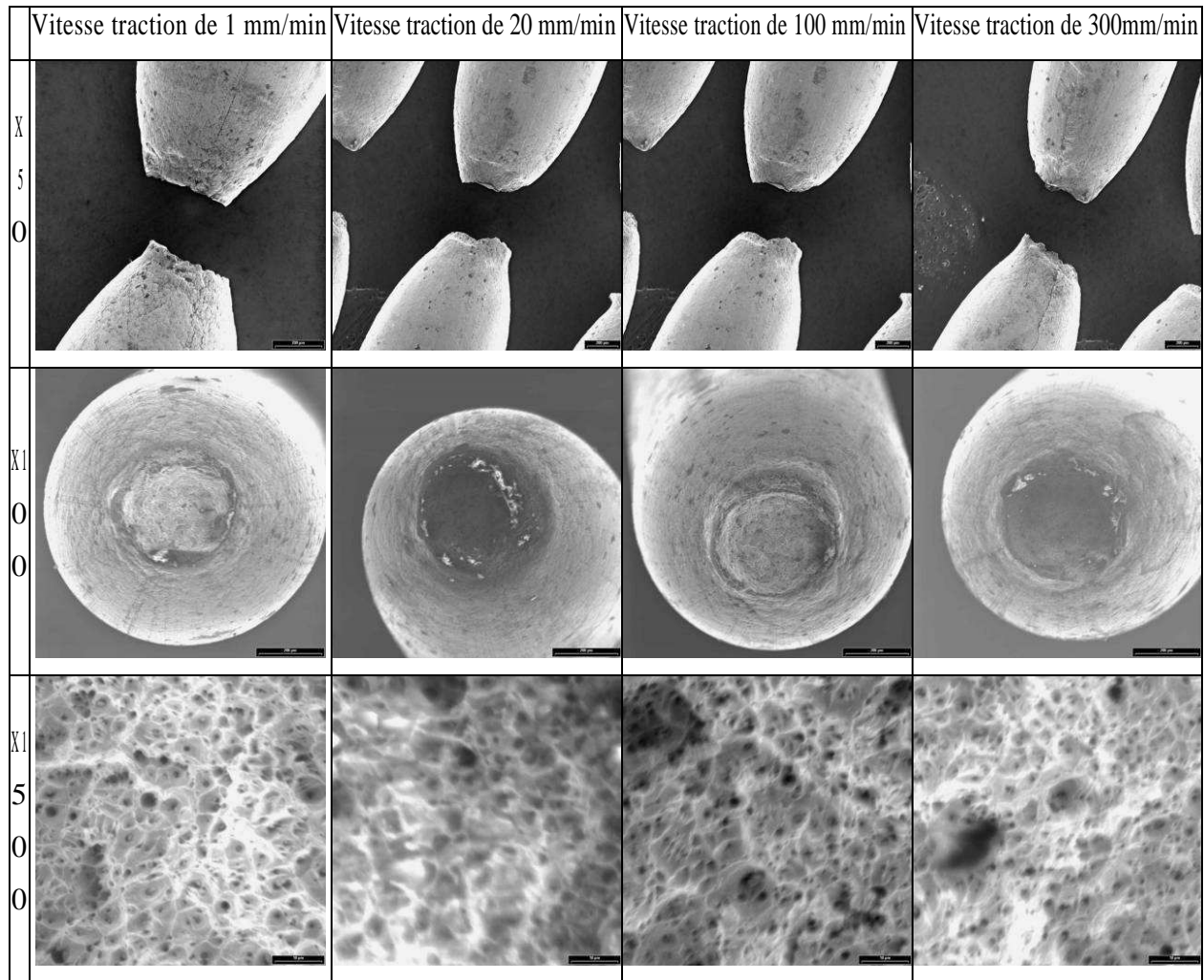


Figure 81. *Facies de rupture pour différentes vitesse de déformation*

A priori le facies de rupture n'est pas affecté par la vitesse de déformation (dans la gamme des vitesse étudiés). En effet, pour toutes les observations réalisées le facies présente des cupules d'endommagement ductile. Ces observations constitue une étape pour quantifier les phénomène d'endommagement et particulièrement la mesure de la fraction volumique de vide à la rupture

IV.2 Endommagement : caractérisation et application au tréfilage

IV-2.1 Observations microscopiques de l'endommagement

Dans cette partie, nous nous intéressons à l'étude de l'influence de valeurs extrêmes du cône de travail afin de mettre en évidence les situations sévères de tréfilage. La décohésion centrale qui provoque généralement des casses en « cup and cone » est créée par un tréfilage

effectué avec des angles de cône de travail de filière qui sont importants ($\alpha=15^\circ$) en évitant un arrachement superficiel du fil et/ou lorsque la réduction de section n'est pas assez importantes pour écrouir le métal à cœur^{88, 89, 90}. Il se forme à l'intérieur du fil des vides de matière en forme de chevrons caractéristiques d'un mauvais tréfilage.

De façon à créer volontairement des défauts internes type décohésions centrales, nous avons tréfilé un fil de cuivre de diamètre initial 8mm jusqu'à un diamètre de 2mm (tréfilage multipasse avec un taux de réduction de 20% par passe). Des filières usinées avec des angles de travail trop élevés ($2\alpha=30^\circ$) ont été utilisées.

La présence de décohésion centrale est confirmée en examinant le faciès de rupture, à l'aide d'un Microscope électronique à balayage (MEB) après rupture par traction du fil de 2mm. En effet, le fil présente une forte décohésion interne, caractérisée par un faciès de rupture en « cup and cone » (figure 82). Cette situation présage que la forme de la décohésion centrale est de type « chevrons » qui est clairement mise en évidence par la coupe longitudinale du fil de 2mm. (figure 83). Il est à noter que les ruptures présentent un caractère fragile qui est significatif de conditions sévères de tréfilage.

Ainsi, dans le cas d'un écoulement pouvant être considéré sain en utilisant des paramètres optimaux de tréfilage (entre autres : angles de cônes de travail et taux de réduction, nous obtenons une rupture par striction ductile caractérisée par la présence de cupules (Figure 84).

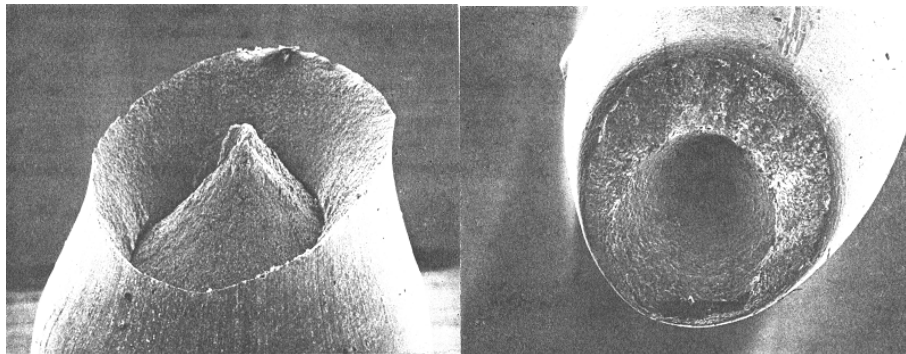


Figure 82. Observations au MEB : Faciès de ruptures pour casse en « cup and cone »
(Grossissement X35)

⁸⁸ B. Avitzur, *Flow through conical converging dies*, Handbook of metal forming, John Wiley & Sons, Inc., NY chap3 March 1983 1020 pp

⁸⁹ B. Avitzur, *Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing*, J. Eng. Trans. ASME1, 1968, pp79-91

⁹⁰ P.J. Mc Allen, *Numerical analysis of axisymmetric wire drawing by means of a coupled damage model*, J. Mat. Proc. Tech. 183, 2007, pp210-218

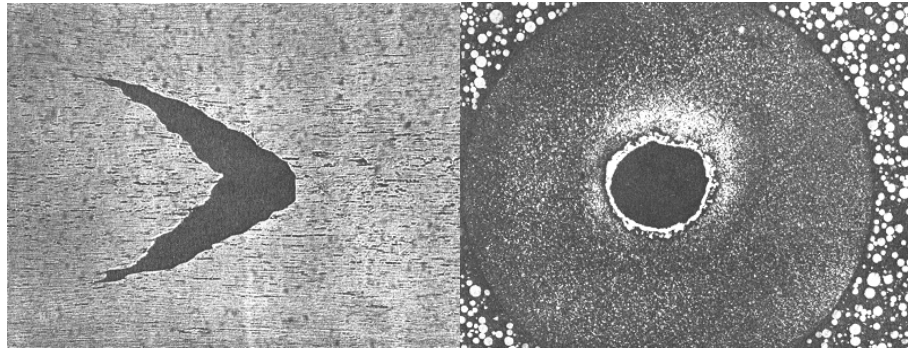


Figure 83. Chevron caractéristique.

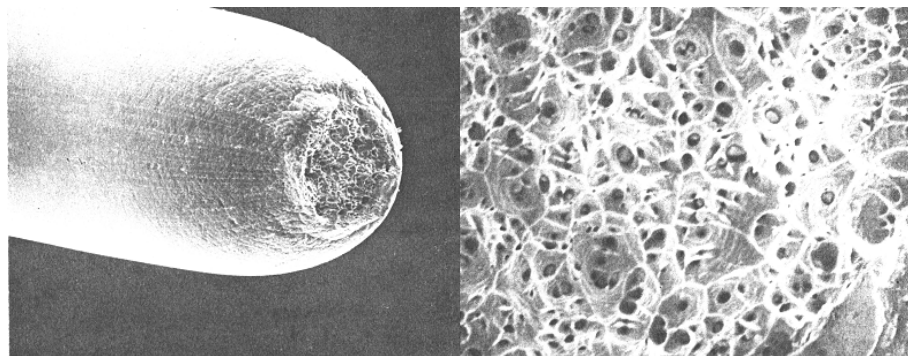


Figure 84. Observations MEB : Faciès de rupture (à gauche - Grossissement X 350) et cupules typiques d'une rupture ductile (à droite - Grossissement MEB X 2000)

Par ailleurs nous avons tenté de vérifier comment un défaut du type chevrons est introduit lors des premières passes de tréfilage (avec $2\alpha=30^\circ$), peut évoluer si le tréfilage se poursuit dans des conditions optimales (avec $2\alpha=16^\circ$). Ce type d'expérience a été mené dans le cas du matériau analysé dans cette étude. Les ruptures obtenues en traction du fil, de $\varnothing 2$ mm, présentent un faciès mixte : présence d'un vide dans la partie centrale et de cupules d'endommagement ductile (Figure 85). La présence du vide est caractéristique d'une décohésion centrale indiquant la présence de chevrons. En effet, les réductions successives n'ont pas permis d'éliminer les décohésions centrales initiales qui prennent la forme de chevrons allongés, clairement observés sur la figure 86.

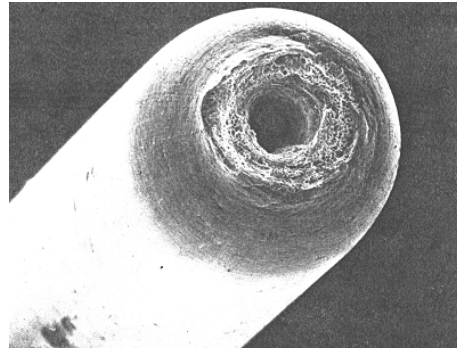


Figure 85. *Faciès de rupture $\varnothing 2$.mm après tréfilage d'un fil présentant initialement des décohésions centrales. (Grossissement X 200)*

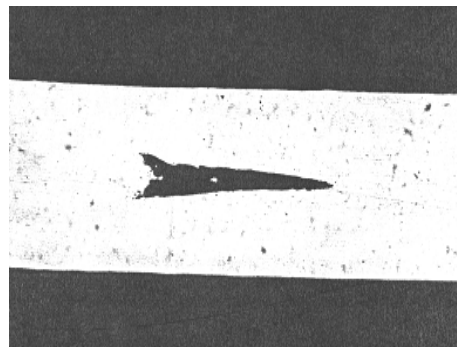


Figure 86. *Chevrons allongés (Grossissement X 200)*

IV-2.2 Critère d'endommagement découplé de Cockcroft Latham

Dans cette partie, nous présentons une simulation numérique portant sur l'étude de l'endommagement d'un fil en cuivre dans les conditions de tréfilage. Nous avons utilisé un modèle d'endommagement découplé du type Cockcroft Latham. On s'intéresse particulièrement à la situation du tréfilage dans des conditions sévères conduisant à la formation des défauts à l'intérieur d'un fil en de type chevrons, en se basant sur les résultats expérimentaux et les observations microscopiques présentées ci-dessus.

Pour des raisons de symétrie, on modélise un quart du modèle entier en respectant les conditions aux limites. Le maillage du fil tréfilé comporte 3861 nœuds et 1200 éléments axisymétriques à 8 nœuds. La filière est considérée comme rigide, le coefficient de frottement à l'interface fil-filière est de 0.15. (Figure 87).

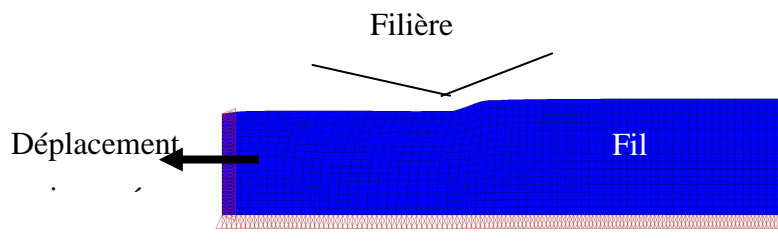


Figure 87. Maillage et conditions aux limites

Dans une première approche, nous caractérisons un fil de cuivre par comportement élastoplastique : module de Young (27 GPa), coefficient de Poisson (0,37), la limite d'élasticité (354MPa), un point de la courbe d'érouissage (contrainte = 416 MPa, déformation = 0,07). On néglige l'effet de la vitesse et de la température.

Pour prédire l'endommagement au cours du processus de tréfilage, le modèle Cockcroft-Latham est utilisé qui est basé sur un critère de rupture donnée par l'expression suivante:

$$\int_0^{\varepsilon_r} \max(\sigma_1, 0) d\varepsilon = C \quad (86.)$$

où σ_1 est la contrainte principale maximale, ε_r est la déformation équivalente à la rupture. C désigne la valeur critique de l'endommagement.

La valeur de l'énergie de l'élément est calculée par la formule :

$$E = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n \{\sigma\}^T \{\varepsilon^{el}\} vol_i + E_e^{pl}$$

Où n : nombre de point de l'intégration, $\{\sigma\}$: vecteur de contrainte, $\{\varepsilon^{el}\}$: vecteur de déformation élastique, vol_i : volume de point d'intégration, E_e^{pl} : énergie de déformation plastique.

Pour les calculs numériques par éléments finis, l'intégrale précédente est exprimée sous la forme

$$d'une somme : \sum_{i=1}^n (\sigma \cdot \delta \bar{\varepsilon}_e)_i = C$$

où n est le nombre d'incrément de la simulation, σ_1 est la contrainte maximale dans l'élément, $\delta \bar{\varepsilon}_e$ est la variation de la déformation équivalente dans l'élément.

Les termes de l'expression sont calculés numériquement pour chaque incrément en utilisant un programme simple associé au code de calcul ANSYS. La constante ainsi obtenue, par la somme de tous les termes, est comparée à une valeur expérimentale, déterminée à partir de la courbe de traction « contrainte-déformation ». Pour le matériau considéré dans cette étude, nous déterminons la valeur du critère $C=21.61\text{MPa}$.

La rupture se produit si la constante est supérieure à la valeur du critère. La figure 89 montre le schéma l'algorithme de calculs.

Nous avons appliqué le modèle de Cockcroft-Latham pour fournir des limites de valeurs de géométries compatibles au tréfilage du matériau considéré. Nous avons choisi une large gamme de morphologies d'outil (taux de réduction variant de 5 à 30% et un angle de travail de 6 à 15°) de façon à prédire l'apparition de l'endommagement.

La figure 88 illustre la distribution de contrainte équivalente et les valeurs de la constante d'endommagement C dans le cas d'un taux de réduction de 5% et d'une valeur d'angle de cône de travail de 15°, le fil ne présente aucun défaut, la valeur calculée de la constante de Cockcroft Latham reste inférieure au critère ($C = 21,61$).

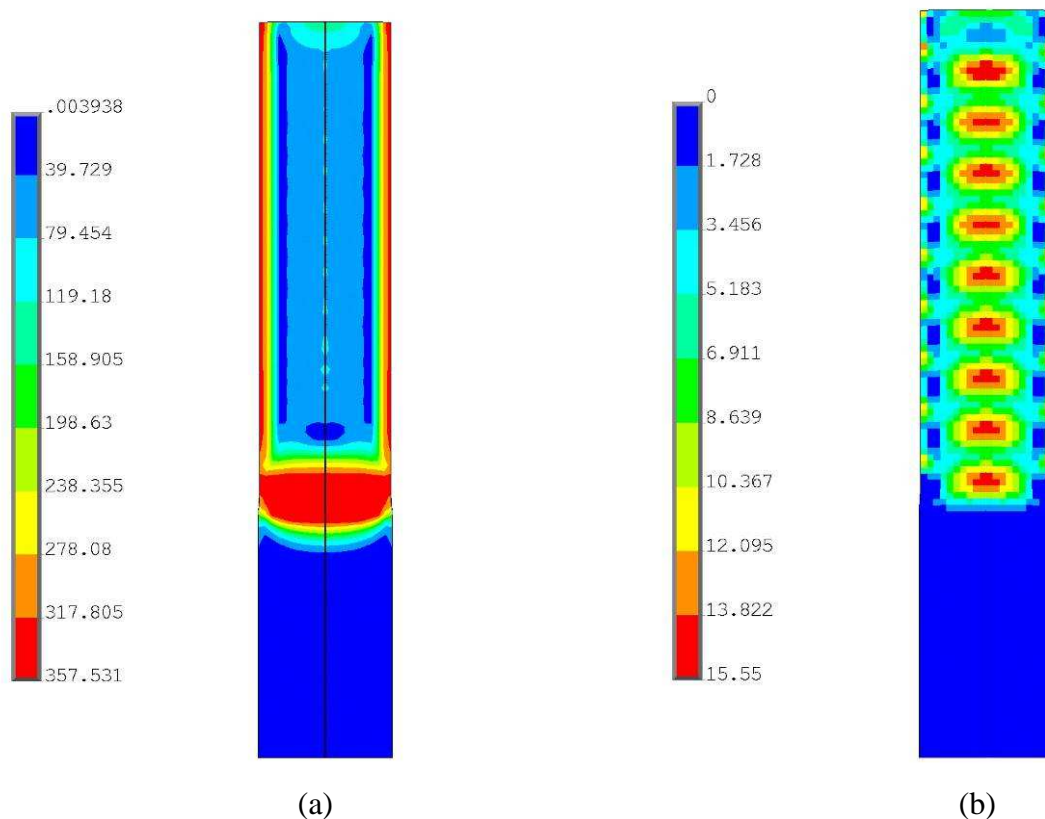


Figure 88. Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises (a) et constante d'endommagement (b) pour $\alpha= 15^\circ$ et une réduction de 5%

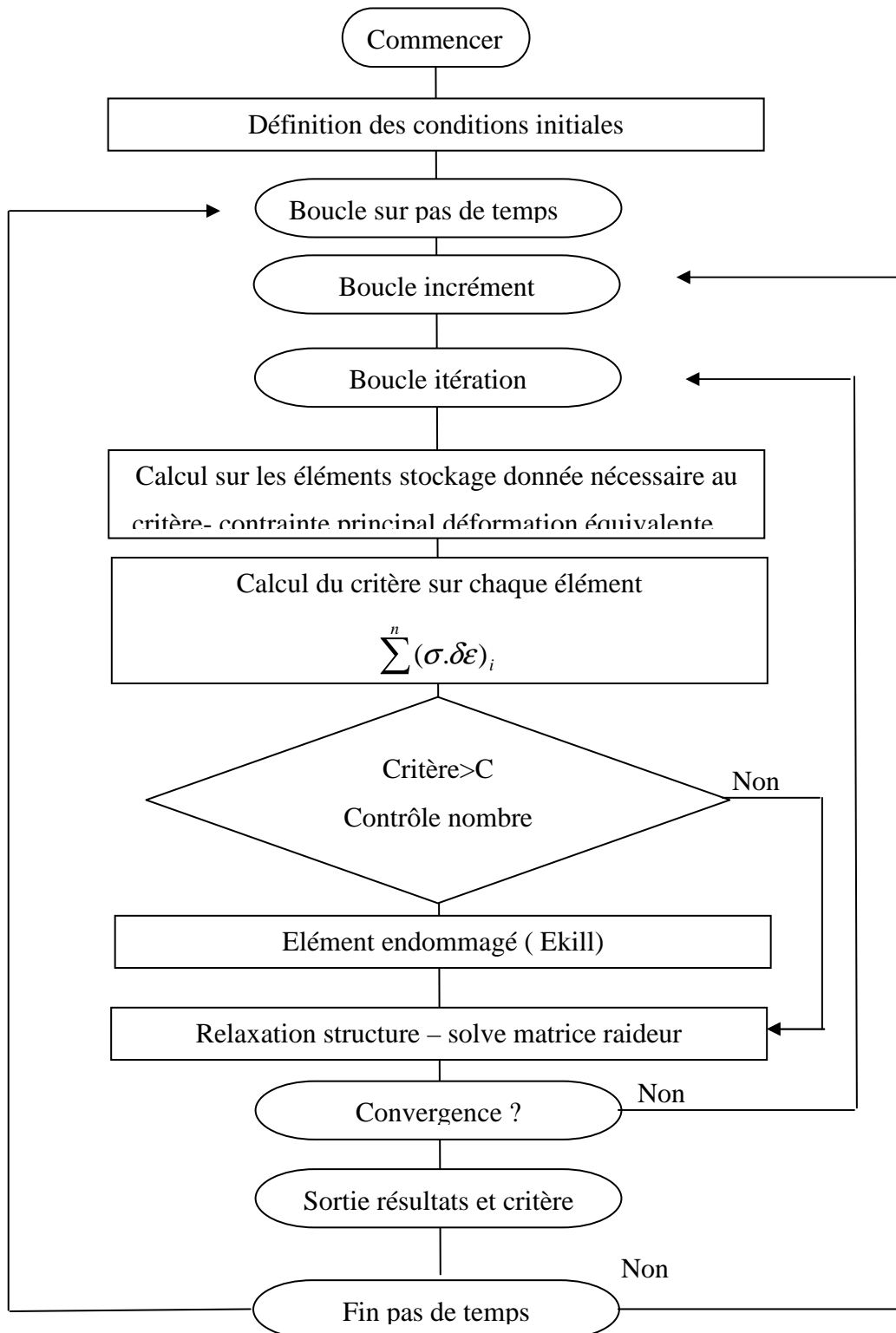


Figure 89. Organigramme de calcul de critère

Il faut s'assurer de l'équilibre total de la structure, après la rupture des éléments endommagés. Pour obtenir une augmentation stable de la valeur de l'endommagement, de petits incréments de temps et de taille d'éléments sont nécessaires pour atteindre des résultats de simulation convergents et de définir le chemin de propagation des défauts. Cependant, le temps de calcul augmente considérablement, un compromis est nécessaire à cet égard.

La figure 90 illustre la distribution de contrainte équivalente et les valeurs de la constante d'endommagement C dans le cas d'un taux de réduction de 10% et d'une valeur d'angle de cône de travail de 15° . Dans ces conditions extrêmes de tréfilage le critère d'endommagement est atteint. Les défauts constatés prennent la forme de chevrons caractéristiques. Il est à noter que dans cette configuration la distribution de contraintes équivalente de Von Mises est fortement inhomogène après la déformation. Ces résultats sont en bon accord avec des résultats obtenus pour des travaux antérieurs.

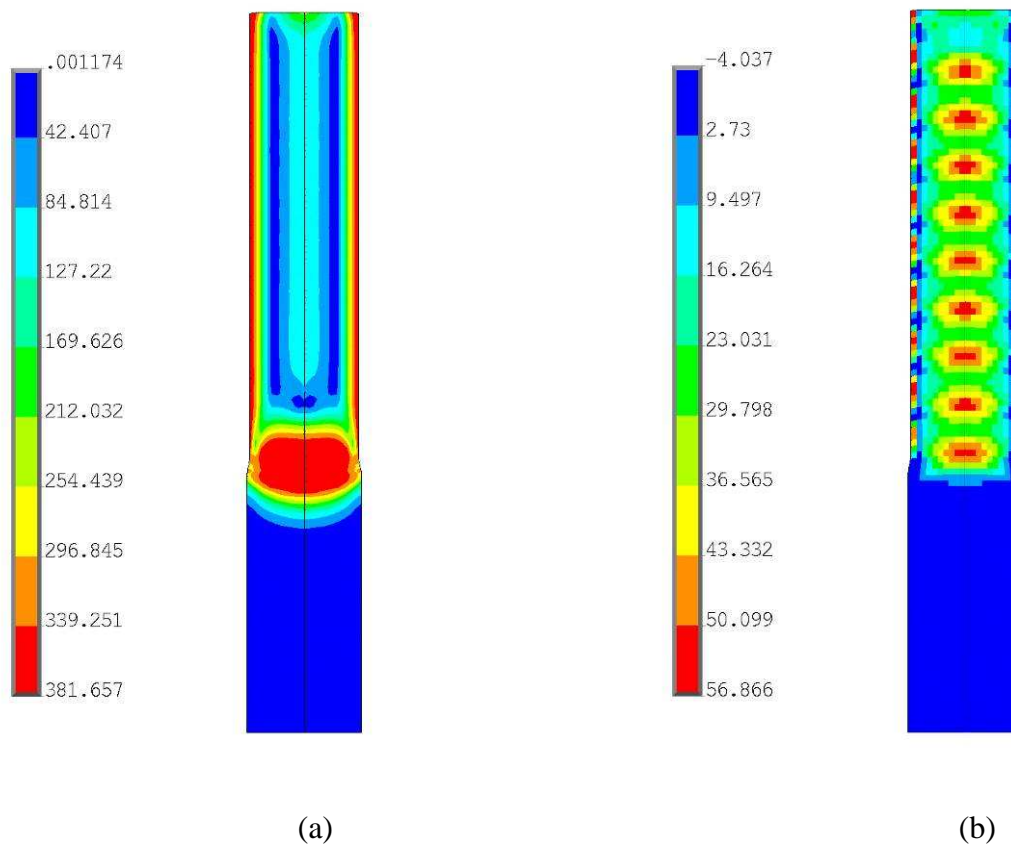


Figure 90. Distribution de la contrainte équivalente de Von Mises (a) et constante d'endommagement (b) pour $\alpha = 15^\circ$ et une réduction de 10%

Le critère de rupture, utilisé pour la simulation numérique d'une passe de tréfilage dans des conditions extrêmes, conduit à des résultats qui reproduisent correctement la localisation et la forme d'un défaut du type chevrons (figure 91). Ce résultat est intéressant du fait de la simplicité de la mise en œuvre de ce critère de type énergétique. Ce critère repose sur l'hypothèse que la rupture est provoquée par les contraintes de traction uniquement. L'expression de ce modèle ne tient pas compte des contraintes de compression et de cisaillement qui peuvent exister dans les zones de striction ou dans des cas de chargements complexes.

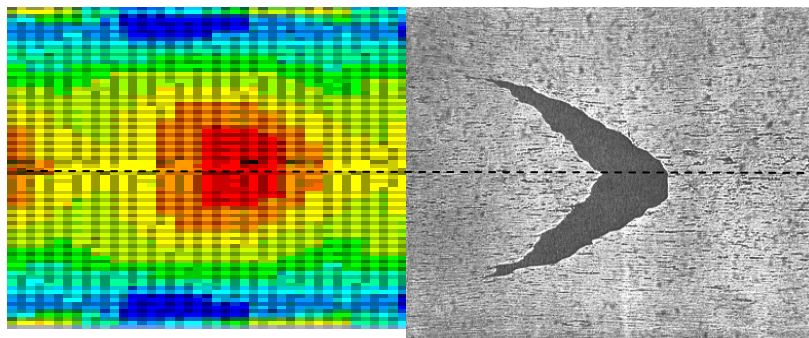


Figure 91. Localisation du chevron comparaison numérique-expérimentale

IV.3 Influence de la présence d'inclusions dans les fils

Selon des travaux antérieurs, la présence d'inclusions dans les matériaux métalliques représente environ 50% des ruptures de fils lors du tréfilage⁹¹, c'est pour cette raison que nous avons tenté de quantifier l'influence de leur présence au cours de la déformation. Nous présentons dans cette partie une simulation numérique de la présence d'une inclusion de carbure de tungstène pendant le tréfilage d'un fil de cuivre. L'influence de la taille et de la forme des inclusions est quantifiée permettant ainsi de spécifier des critères de forme pour minimiser les risques de rupture dans le fil.

La figure 92 présente les conditions utilisées pour la simulation numérique d'une passe de tréfilage. Les calculs ont été effectués en considérant un problème 2D axisymétrique, et la filière comme étant un corps rigide indéformable. Un coefficient de frottement $\mu=0.05$ supposé

⁹¹ S. Norasethasopon, K. Yoshida, *Finite element simulation of inclusion size effects on copper shaped-wire drawing*, Materials Science and Engineering A 422, 2006, pp.252-258

constant est considéré. Les données utilisées pour caractériser le comportement du cuivre fil) et du carbure de tungstène (inclusion) sont fournies par le tableau 24. La forme de l'inclusion est considérée elliptique dont la taille est paramétrée par les coefficients a et b.

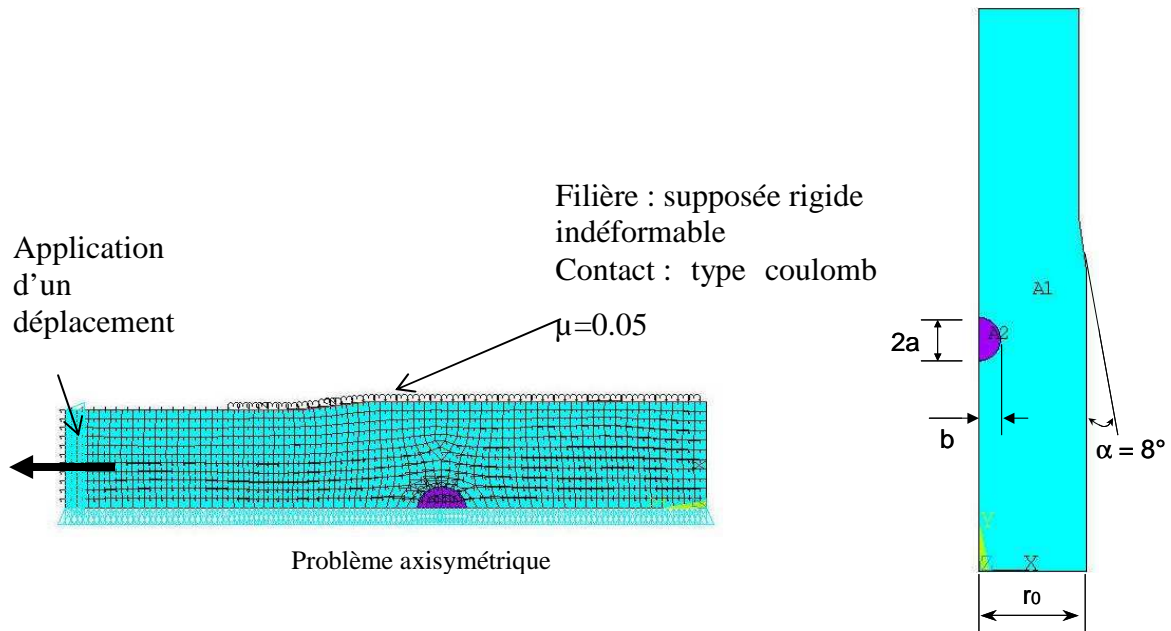


Figure 92. Mises en données - Maillage

	Cuivre (Fil)	Carbure de tungstène (Inclusion)
Module de Young E [MPa]	120000	1000000
Coefficient de poisson ν	0.3	0.22
Limite élastique [MPa]	150	1000

Tableau 24. Comportements

La figure 93 représente la distribution de contraintes σ_y dans le fil au dernier temps de simulation pour des critères de forme (b/a) différents. Il est à noter que la déformation de l'inclusion est négligeable du fait de la dureté du matériau (Carbure de tungstène), et que la contrainte est maximale au niveau de l'inclusion. Cette concentration de contrainte, se localisant au bord de l'inclusion, qui dans la réalité provoque un vide dans la matière (rupture inclusion /fil), situation non modélisée ici.

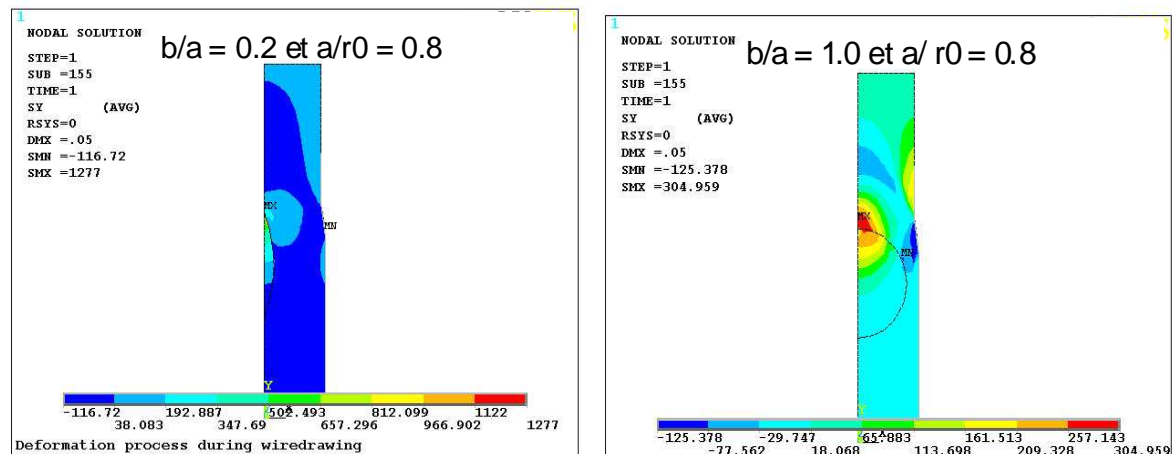


Figure 93. distributions de contrainte σ_y (relative) en fonction de la taille et de la forme de l'inclusion

La figure 94 présente, la variation de pression hydrostatique relative σ_y/σ_e calculée, pour différents ratios entre le diamètre du fil et la taille de l'inclusion et pour différentes valeurs de a et b correspondant aux dimensions de l'inclusion : le rapport $\frac{b}{a}$ varie de 0.2 à 1 et le rapport $\frac{a}{r_0}$ varie entre 0.2 et 0.8.

Il est à noter que, pour des rapports $\frac{a}{r_0}$ inférieurs à 0.4, la forme de l'inclusion n'a pas d'influence sur la contrainte relative. Par contre pour des rapports supérieurs, la valeur de la contrainte augmente fortement, pouvant conduire à la rupture du fil lors du tréfilage. Ce constat est en bon accord avec des résultats obtenus dans le travaux d'Overstram⁹² et Yoshida⁹³.

⁹² H. Overstram, *Computational modelling of wire drawing*, Mater thesis Université d'Orebro Suède, 2001

⁹³ K. Yoshida, *FEM analysis of wire breaks in drawing of superfine wire with an inclusion* Wire Journal International, 2005, pp.102-107

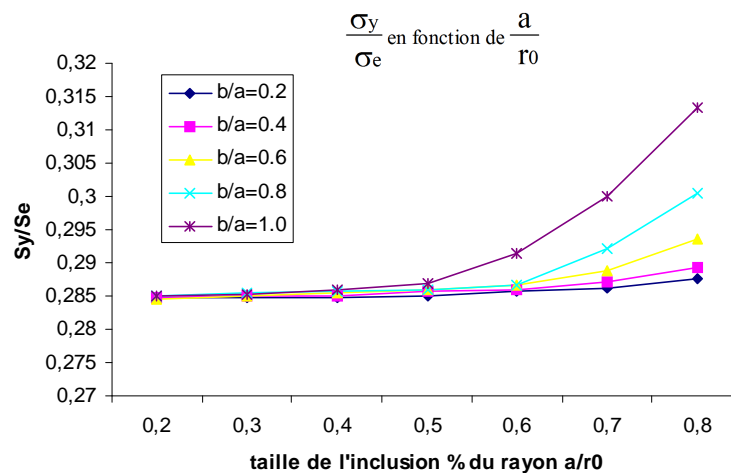


Figure 94. Contrainte relative maximale en fonction de la forme de l'inclusion

IV.4 Conclusion

A l'issue de cette étude nous pouvons tirer les conclusions suivantes :

- Un protocole d'évaluation des paramètres décrivant le comportement elastoviscoplastique du cuivre en se basant sur le modèle de Johnson Cook a été établi. Cette loi de comportement est validée à partir de résultats expérimentaux dans le cas d'un cuivre en faisant varier la vitesse de déformation.
- Des conditions sévères de tréfilage ($\alpha=15^\circ$) ont été testées en vue de mettre en évidence la création de défauts dans la zone centrale du fil en forme de chevrons, qui ont été clairement observés à l'aide d'un microscope électronique à balayage.
- La simulation numérique basée sur un modèle découplé du type Cockcroft Latham a permis de prédire la formation de décohésion centrale de forme chevrons en adéquation avec les observations microscopiques. Ce type de modèle énergétique présente l'intérêt d'utiliser un critère de rupture facilement quantifiable. Il constitue donc un outil pratique pour l'optimisation du procédé de tréfilage.
- L'existence d'inclusion de forme elliptique dans le fil influence fortement sur la répartition des contraintes lors du tréfilage. Ainsi un critère de forme lié aux dimensions de la particule et au rayon du fil a été mis en évidence.

Chapitre V : Mécanisme d'endommagement et d'usure des filières

Dans cette partie un aperçu bibliographique portant sur les mécanismes d'usure des outils de mise en forme est mené. Il permet de mettre en évidence des hypothèses sur les causes probable de l'usure des filières pendant le tréfilage. Ensuite, le suivi de l'usure des filières, en carbure de tungstène, est abordé de façon expérimentale pour trois types de matériaux tréfilé: un alliage d'aluminium 6101 (AGS), un aluminium 1310 et un cuivre. Différentes conditions de lubrification ont été testées.

CHAPITRE V :	MÉCANISME D'ENDOMMAGEMENT ET D'USURE DES	
FILIÈRES	141
V.1	APERÇU BIBLIOGRAPHIQUE SUR LES MÉCANISMES D'USURE.....	142
V.2	SUIVI DE L'USURE DES FILIÈRES	146
V-2.1	<i>Méthodologie expérimentale :</i>	147
V-2.2	<i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un alliage d'aluminium (AGS)</i>	147
V-2.3	<i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un d'aluminium</i>	151
V-2.4	<i>Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un cuivre</i>	152
V.3	CONCLUSION.....	154

V.1 Aperçu bibliographique sur les mécanismes d'usure

L'utilisation de vitesses de tréfilage de plus en plus élevées dans le but d'augmenter la productivité des machines engendre une élévation importante de la température due à la déformation plastique et aux frottements dans la filière qui affecte les conditions de lubrification, la durée de vie des filières et les propriétés finales d'adhérence et de résistances mécaniques du fil. D'une façon générale, l'usure de l'outil se manifeste par une augmentation (ou ovalisation) de son diamètre qui conduit à des diamètres de fil hors tolérance.

Des hypothèses sur les mécanismes d'usure des filières sont avancées par Boure⁹⁴, à partir de deux points essentiels : le rôle des transferts métalliques et la fracturation des filières par les contraintes de traction générées en surface par le frottement. L'usure des filières est généralement abordée de façon expérimentale.

Une difficulté pour caractériser l'usure provient de la quantification du changement de morphologie des outils qui suppose la connaissance précise de la géométrie des outils avant et après usure (angle du cône de travail, diamètre final, rayon de courbure à la frontière du cône d'entrée et de la zone de travail). Par ailleurs, il est important de rappeler que les conditions tribologiques, les températures, le contact, la pression de contact, la vitesse, la réduction de section et la sévérité de la mise en forme sont très différentes entre la première et la dernière filière.

En tréfilage, l'usure des filières apparaît être le principal problème, puisque directement responsable de leur durée de vie. L'usure des outils se traduit par un accroissement des fréquences de rupture des fils et l'obtention de fils finis dont le diamètre est hors tolérance où présentant des défauts de surfaces. Ce sont les principaux critères de durée de vie des filières utilisés par le tréfileur. Si d'un point de vue théorique, les aspects liés au frottement et à la lubrification sont relativement bien développés dans la littérature^{10,94}, il n'en est pas de même en ce qui concerne l'usure des filières. L'intensité de l'usure des filières varie le long de l'interface entre le fil et la filière. Elle est moindre au milieu de l'outil, relativement importante en sortie (zone cylindrique) et de loin, la plus importante en avant de la filière à la fin du cône d'entrée, c'est-à-dire dans la zone de "premier contact" entre le fil et la filière.

⁹⁴ Y. Yang Su, *Enhanced boundary lubrication by potential control, during copper wire drawing*, Wear 210, 1997

L'usure induit non seulement une augmentation du diamètre des filières mais aussi une variation de toute la géométrie interne de celle-ci, même pour des faibles usures, ce qui a des conséquences importantes sur la répartition et le module des efforts dans l'outil.

V.1.1.1 Usure des filières dans les différentes zones de l'outil

Wistreich¹⁰ a observé que l'on observe une usure sous forme de cratère annulaire communément appelée « anneau d'usure » ou « ringing wear » au niveau du point de premier contact, à l'entrée du fil dans la filière.

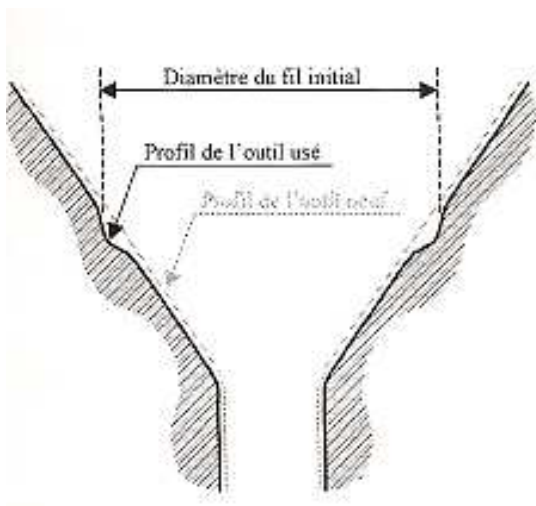


Figure 95. Vue en coupe d'une filière usée

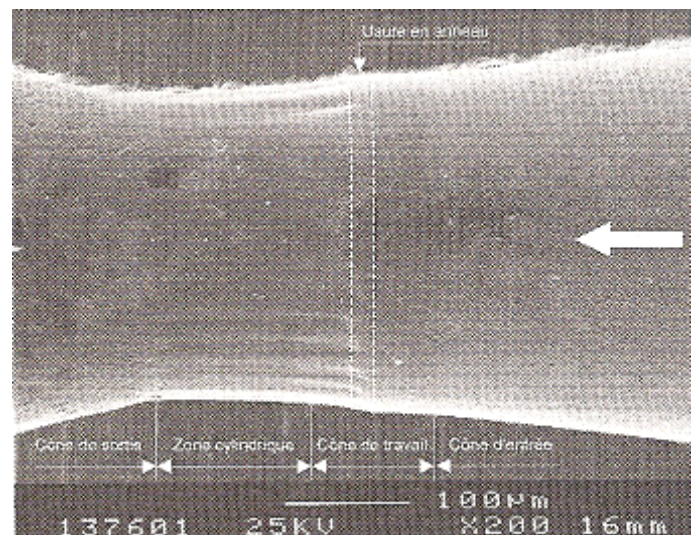


Figure 96. Micrographie d'une filière usée vue en coupe longitudinale. Usure en anneau entre les pointillés⁹⁵

Dès que ce phénomène apparaît, la lubrification devient plus difficile et une usure substantielle peut donc avoir lieu avant même que le diamètre ou la circularité du fil soit hors tolérance. Les figures 95 et 96 présentent une micrographie d'un outil usé vue en coupe longitudinale selon un plan médian. Le changement de pente de la génératrice du cône montre clairement cette zone d'usure en anneau dont la frontière est matérialisée par deux traits discontinus.

⁹⁵ P. Boure, *Lubrification et usure du contact fil/outil en tréfilage humide*, Thèse Ecole Centrale de Lyon ECL, 1999

Papsdorf⁹⁶ a mesuré le diamètre du fil à intervalles réguliers et a tracé son évolution en fonction du tonnage de fil tréfilé (kilomètres de fil mis en forme) (figure 97). Il a observé que le diamètre de l'outil augmente rapidement au début de son utilisation (zone de polissage correspondant à un gommage des aspérités) et se stabilise pour croître lentement jusqu'à une troisième zone où l'usure augmente à nouveau rapidement.

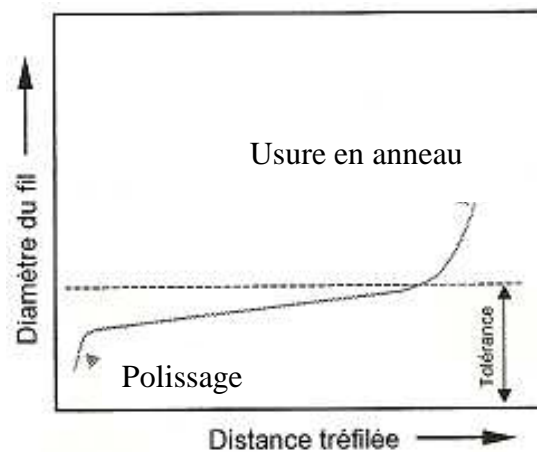


Figure 97. usure d'un outil de tréfilage représentée par le changement de diamètre du fil en fonction de la distance tréfilée

Cette hypothèse de gommage des aspérités est observé par Bourre⁹⁵ en comparant un outil neuf avant et après les tous premiers instants de l'utilisation des filières en carbure de tungstène lors du tréfilage d'un acier laitonné (figure 98). Après seulement une heure et demie de fonctionnement, le polissage de la surface de l'outil est significatif.

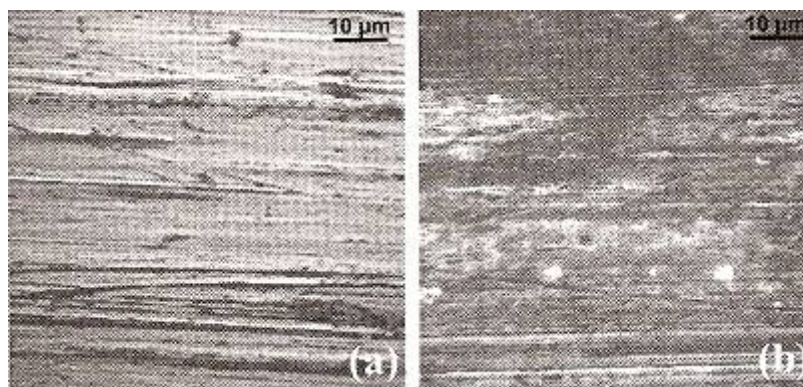


Figure 98. Micrographies d'outils usés vus en coupe longitudinale selon le plan médian. La filière (a) est une filière neuve et la filière (b) a été utilisée pendant 1 heure et demi.

⁹⁶ W. Papsdorf, stahl u. Eisen 72, 1952, pp393-399

Wistreich a réalisé des tests en faisant varier l'angle d'entrée du fil dans l'outil, donc la coaxialité entre ces deux derniers. Il en a déduit que l'usure en anneau proviendrait des irrégularités de taille et des vibrations du fil entrant dans l'outil. L'usure en anneau est probablement aggravée par les débris contenus dans le bain de lubrifiant.

Au niveau du cône de travail, Wistreich relie l'usure aux théories de Bowden et Tabor⁹⁷ relatives à l'usure adhésive par jonction des aspérités entre les surfaces antagonistes. Cette idée a été confirmée par diverses expériences réalisées avec des filières en carbure de tungstène radioactives. Il apparaît de par la présence de nombreux débris radioactifs de cobalt à la surface des fils tréfilés que des microsoudures se font entre le métal du fil et la matrice en cobalt des filières.

Golden et Rowe⁹⁸ ont en effet noté de grandes variations d'usure dans le tréfilage de fils de cuivre suivant les défauts ou les hétérogénéités chimiques des surfaces.

Dans la partie cylindrique de la filière, l'usure est un paramètre essentiel car elle conditionne directement la taille du produit fini, une usure importante de cette zone est responsable de l'augmentation de diamètre du fil et implique le remplacement des filières. Dans cette zone, les conditions de contact ne sont pas sévères et l'usure provient peut être de l'abrasion par des particules qui ont été libérées de la surface de l'outil auparavant et qui sont incrustées dans le fil⁹⁵

Bouré⁹⁵ fait hypothèse que l'usure des filières en carbure de tungstène est liée au transfert métallique. Son étude expérimentale montre qu'un transfert métallique est toujours observé sur la surface des outils. En revanche, la morphologie de ce transfert diffère selon le niveau d'usure. Pour un outil non usé, une fine couche du transfert recouvre la surface tandis que pour un outil usé, il s'agit d'un agglomérat de particules d'épaisseur importante. L'interaction entre les transferts métalliques et le lubrifiant est un paramètre clé dans la lubrification du contact et la réduction de l'usure qui en découle.

⁹⁷ F. P. Bowden, D. Tabor, *The friction and lubrication of solids*, Clarendon press, Oxford, 1954

⁹⁸ J. Golden, G.W. Rowe, J. Brit, *J. Appl. Phys.*, 9 ,1958, pp120-121

L'usure est un phénomène évolutif et irréversible ; chaque état d'un système affecte l'état précédent, de sorte qu'il est très difficile, voire impossible, de reconstituer le passé à partir du constat d'une dégradation.

La compréhension d'un phénomène d'usure nécessite que l'on puisse enregistrer, si possible en continu, les divers paramètres permettant de caractériser l'état du système étudié au fil du temps.

La prise en compte de ces considérations techniques impose de faire les tests de caractérisation d'usure et de durée de vie des outils *in situ*, sur des machines de tréfilage.

V.2 Suivi de l'usure des filières

L'usure des outils se traduit par un accroissement des fréquences de rupture des fils et l'obtention de fils finis dont le diamètre est hors tolérance où présentant des défauts de surfaces. Nous avons comparé dans un premier temps l'impact d'une filière usagée sur la qualité du fil tréfilé. Ainsi avec la filière usagée présentant des microfissures importantes, le fil, résultant du tréfilage, présente un état de surface perturbé, avec la présence de micro défauts de surfaces type criques, collages et rayures.

Les morphologies et les surfaces de la filière, neuve et usée, présentent un aspect différent. En effet, pour une filière neuve la surface est lisse (figure 99), tandis que pour une filière usagée elle présente des microfissures importantes et une ovalisation de la portée cylindrique (figure 100).

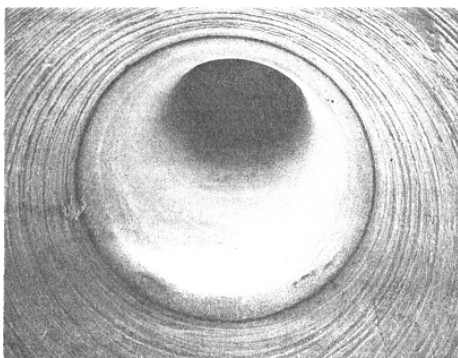


Figure 99. Filière neuve \varnothing 0.436 mm (x50)

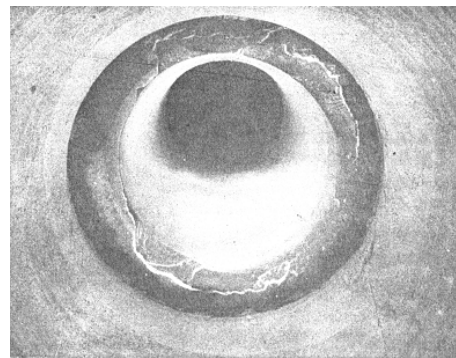


Figure 100. Filière usagée \varnothing 0.428 mm (x50)
Présence de microfissures importantes au niveau du cône de travail

V-2.1 Méthodologie expérimentale :

Le but du suivi des filières est de constituer une base de données permettant de quantifier expérimentalement les phénomènes d'usure. La démarche consiste à suivre des filières de matériaux différents. (Diamant monocristallin, poly cristallin(PCD) et carbure de tungstène) d'un état neuf caractérisé puis à un état usagé après tréfilage.

Nous présentons ici les résultats de 3 essais réalisés sur 3 courses de filières (tréfilage multipasse) en conditions industrielles (tableau 25). :

- Une course en carbure de tungstène pour le tréfilage de l'aluminium de 9.5mm à 3.14mm sur une machine possédant un système de lubrification par immersion (huile entière).
- Une en carbure de tungstène pour le tréfilage d'alliage d'aluminium à durcissement structural (AGS) sur une machine possédant un système de lubrification par immersion (huile entière).
- Une série de filières de finition en carbure de tungstène pour le tréfilage d'un cuivre étamé de diamètre 8 mm à 1.8mm avec un système de lubrification par arrosage d'une émulsion huile-eau.

Matériau tréfilé	Matériau filière	Diamètres
Alliage d'Aluminium (AGS)	Carbure de tungstène	De 9.5 à 3,14 mm
Aluminium (Al)	Carbure de tungstène	De 9.5 à 3,05 mm
Cuivre (Cu)	Carbure de tungstène	De 8 à 1.8 mm

Tableau 25. Synthèse des observations- matériau type de filière-Diamètres observés

Des résultats complémentaires, moins significatifs, sur le suivi d'autres courses de filières pour d'autres types de matériau sont présentés en annexe.

V-2.2 Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un alliage d'aluminium (AGS)

Une course complète de filières en carbure de tungstène est suivie. Cette course permet la réduction d'un fil de diamètre 9,5mm d'un alliage d'Aluminium (AGS) à 3,14mm par le tréfilage au travers le passage de 8 filières.

La matière constitutive des noyaux utilisée est le carbure de tungstène dont les propriétés sont données dans le tableau suivant :

Module d'Young (GPa)	Masse volumique (kg.m ⁻³)	Conductivité thermique (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Chaleur spécifique (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)
600	15000	70	350

A l'état neuf et après le tréfilage, les filières ont été auscultées en utilisant :

- Mesure des dimensions internes par un système spécifique de mesures laser (Conoptica),
- Observations à l'aide de loupes binoculaires ,
- Observation par microscope électronique à balayage,
- Réalisation de moulage empreinte,
- Mesure du poids

Les conditions de tréfilage sont :

- vitesse de tréfilage de 15 m/s au niveau de la dernière filière
- température de bain de lubrifiant (huile entière) 45°C.
- le fil machine présente une résistance à la rupture de 216,9MPa et une déformation à la rupture de 31%

Le tableau 26 illustre les différents résultats de mesures après tréfilage de l'équivalent de 3840kg d'un fil AGS de diamètre 3.14 mm. Nous remarquons une évolution globale de tous les diamètres qui se traduit soit par une augmentation de quelques % du diamètre correspondant à un polissage de la filière (B1, B2, B4, B6), soit à une légère diminution du diamètre de la filière. Ce phénomène, correspond en plus du polissage, à une métallisation de particules d'aluminium contenu dans le lubrifiant sur la surface du fil, par transfert métallique. Ces transferts ont une influence sur la lubrification du contact fil filière.

Référence filière	Diamètre initial	Diamètre [mm]	Variation du diamètre	Cône de réduction [°]	Variation du cône de travail	Poids [g]	Variation du poids des filières
B1	3,14	3,145	0,006	11,467	-0,267	274,92	0,229
B2	3,5	3,483	0,008	15,2	-0,15	253,79	0,162
B3	4,08	4,028	-0,017	16,233	-1,433	279,66	0,192
B4	4,7	4,658	0,005	NA	NA	241,86	0,14
B5	5,44	5,399	-0,032	10,4	-0,1	274,02	0,18

B6	6,25	6,221	0,001	11,333	0,017	280,49	0,174
B7	7,23	7,226	-0,017	9,733	0,267	307,16	-43,399
B8	8,32	8,292	0,009	10,3	0,05	263,59	43,713

Tableau 26. Auscultation d'une course de filière en carbure de tungstène : Mesures et écart après tréfilage de 3840kg d'un fil AGS

Observation des défauts de surface

Une première observation des filières est effectuée grâce à une loupe binoculaire qui permet de visualiser l'état de surface du cône de travail, la portée et de repérer les défauts tels que les anneaux de tréfilage et les rayures dues au passage du fil. La figure 101 montre deux exemples d'usure constatée pour les deux dernières filières d'un diamètre respectivement de 0.350mm et 0.314mm. Pour chacun des cas, nous remarquons la présence d'un anneau d'usure bien prononcé au niveau du premier point de contact entre le fil et la filière.

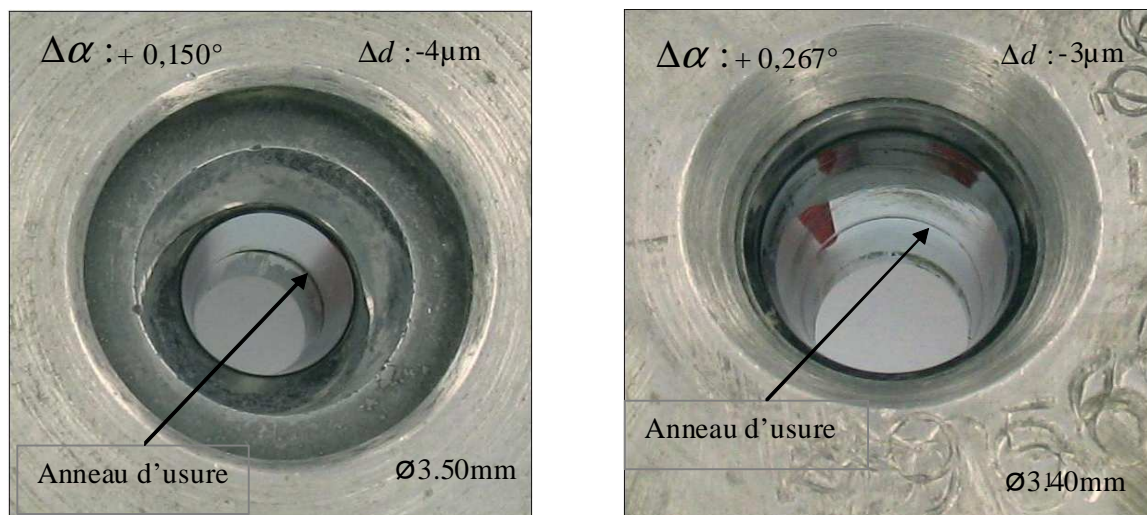


Figure 101. Photos du cône de travail des filières 0.350 et 0.3.40mm après tréfilage de 3840kg d'alliage d'aluminium et écart des côtes internes diamètre et angle

Pour ces deux filières, nous estimons la profondeur et la largeur des anneaux d'usure en réalisant une empreinte par moulage et en déterminant les cotes de l'anneau d'usure sur les profils obtenus. La figure 102 montre les anneaux d'usure mesurés à partir de ces empreintes, dont les dimensions sont synthétisées dans le tableau 27.

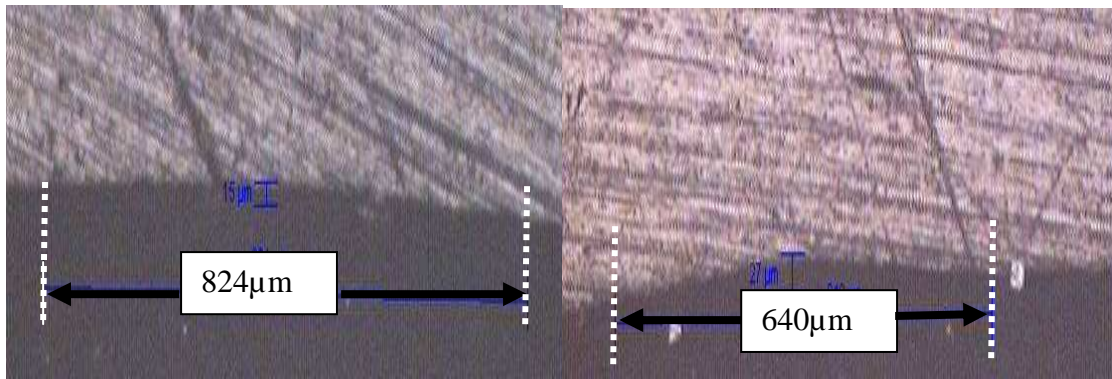


Figure 102. Mesure de l'anneau d'usure sur la filière de diamètre 3.50mm (à droite) et 3.14mm (à gauche)

Référence filière	Diamètre [mm]	Largueur d'anneau d'usure [μm]	Profondeur d'anneau d'usure [μm]	Vitesse de tréfilage [m/s]	Longueur tréfilée [km]
B1	3,14	640	27	15	184
B2	3,5	824	15	12	148

Tableau 27. Caractéristiques des anneaux d'usure pour B1 et B2

Pour la filière B2 le défaut constaté est plus allongé et moins profond que pour la dernière filière B1. Ceci peut s'expliquer par plusieurs phénomènes :

- La longueur totale de fil tréfilé est différente, 184km pour B1 et 148km pour B2
- La surface de contact fil filière est différente $L_{\text{int}} = L + \frac{R_i - R_f}{\sin(\alpha)}$
- La vitesse de tréfilage est différente 15m/s pour B1 et 12m/s pour B2, ce qui modifie les conditions de lubrification et augmente la température de contact.

La quantité de matière tréfilée correspond à un besoin ponctuel de production. Les filières n'ont pas été reprises sur des machines industrielles du fait que leurs usures étaient déjà avancées ; En effet en moyenne les filières en carbure de tungstène pour ce type d'alliage et cette gamme de diamètre sont changées tous les 500 kilomètres de fil tréfilé environ.

V-2.3 Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un d'aluminium

Le même protocole d'essai et d'observations a été suivi pour 8 filières en carbure de tungstène, permettant la réduction d'un fil d'aluminium d'un diamètre 9,5mm à 3,05mm.

A l'état neuf et après le tréfilage de 27 tonnes d'aluminium les filières ont été auscultées. Les conditions de tréfilage sont :

- vitesse de tréfilage de 30 m/s au niveau de la dernière filière.
- température de bain de lubrifiant (huile entière) 40°C.

Les écarts de géométrie constatés sont présentés dans le tableau 28. On remarque une très faible variation du diamètre pour les filières de C1 à C7 (faible métallisation constatée). En effet, la ductilité de l'aluminium minimise les efforts de tréfilage et rend le processus d'usure très lent, pour ce type de matériau et ces conditions de lubrifications (immersion huile entière).

Pour la première filière C8, l'augmentation du diamètre est plus prononcée et correspond à une usure couramment constatée sur les premières filières (fil machine). Cette usure prématurée peut être due au fait que le fil machine est oxydé, la présence d'alumine durcissant fortement la surface du fil machine.

Référence filière	Diamètre initial	Diamètre [mm]	Variation du diamètre	Cône de réduction [°]	Variation du cône de travail
C1	3,05	3,054	-0,001	12,5	0,2
C2	3,34	3,335	-0,002	12,4	-1
C3	3,75	3,751	-0,001	12,6	0,1
C4	4,32	4,316	-0,001	12,5	-0,1
C5	4,98	4,993	-0,002	12,9	0,2
C6	5,8	5,802	-0,001	13,4	0,1
C7	6,74	6,751	0,001	12,7	-0,1
C8	7,84	7,848	0,009	13,1	NA

Tableau 28. Auscultation d'une course de filière en carbure de tungstène : Mesures et écart après tréfilage de 27 tonnes d'un fil d'aluminium

Pour ce type de matériau, l'anneau d'usure se manifeste par l'existence de rayures qui sont plus prononcées au niveau du premier point de contact fil-filière (figure 103).

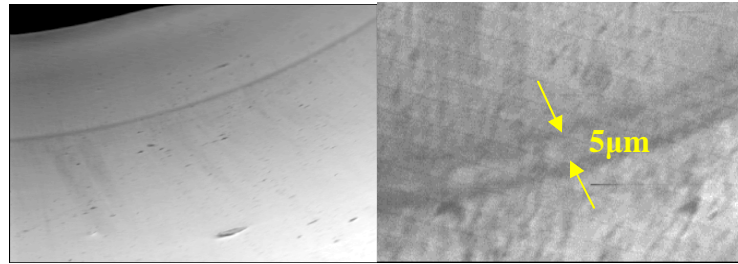


Figure 103. Photographie MEB filière 3.046 mm (Grossissement -X50 à gauche - et -X100 à droite-) après tréfilage de 27 tonnes d'aluminium

Par contre pour les premières passes de tréfilage, un anneau d'usure est observé. Ainsi nous constatons, pour la filière $\text{Ø}6.74\text{mm}$, un anneau d'usure plus prononcé de dimension $\sim 9\mu\text{m}$ de profondeur par $34\mu\text{m}$ de largeur (figure 104).

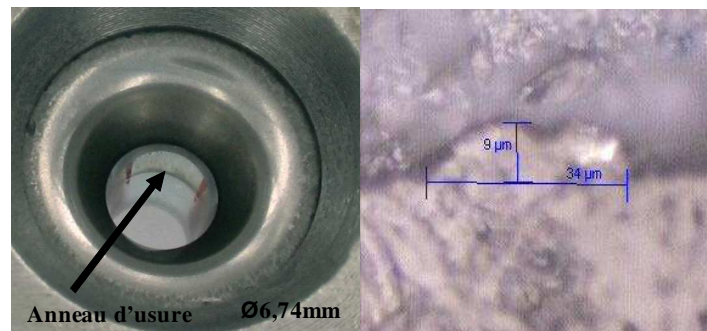


Figure 104. Observation et mesure d'anneau d'usure filière $\text{Ø}6.74\text{mm}$

V-2.4 Suivi de l'usure pour le tréfilage d'un cuivre

Généralement, les filières en carbure de tungstène sont utilisées pour l'aluminium et ses alliages. Nous avons choisi délibérément de façon à amplifier les phénomènes d'usure de tréfiler du cuivre et de suivre l'évolution de 7 filières en carbure de tungstène, permettant la réduction d'un fil de cuivre de diamètre 8 mm à 1.8mm.

A l'état neuf et après le tréfilage de 12 tonnes de cuivre les filières ont été auscultées. Les conditions de tréfilage sont :

- vitesse de tréfilage de 26 m/s au niveau de la dernière filière
- température de bain de lubrifiant : émulsion huile-eau à 38°C .

Les écarts de géométrie constatés sont présentés dans le tableau 29. Pour ce type de matériau on constate une usure rapide des filières, les diamètres finaux étant hors tolérance

(Diamètre final 1.96mm au lieu de 1.80mm). En plus d'une ovalisation, la portée calibrante présente des ondulations néfastes pour l'état de surface du fil tréfilé (figure 107).

Référence filière	Diamètre initial	Diamètre après tréfilage [mm]	Variation du diamètre [mm]	Longueur tréfilée [km]
D1	1,80	1,96	0,16	568
D2	2	2,12	0,12	453
D3	2,3	2,38	0,08	347
D4	2,6	2,65	0,05	269
D5	3	3,03	0,03	203
D6	5,4	5,44	0,04	63
D7	6,3	6,40	0,1	45

Tableau 29. Auscultation d'une course de filière en carbure de tungstène : Mesures et écart après tréfilage de 27 tonnes d'un fil d'aluminium

A partir de ces données nous pouvons calculer le taux d'usure relative pour chaque filière

Taux d'usure = $\frac{\text{Variation du diamètre}}{\text{Diamètre filière}}$. La figure 105 suivante présente la variation de ce taux

d'usure en fonction de la longueur tréfilée par chaque filière. Pour la dernière filière ($\varnothing 1.8\text{mm}$) la variation de diamètre atteint 8% pour 568km de fil tréfilé.

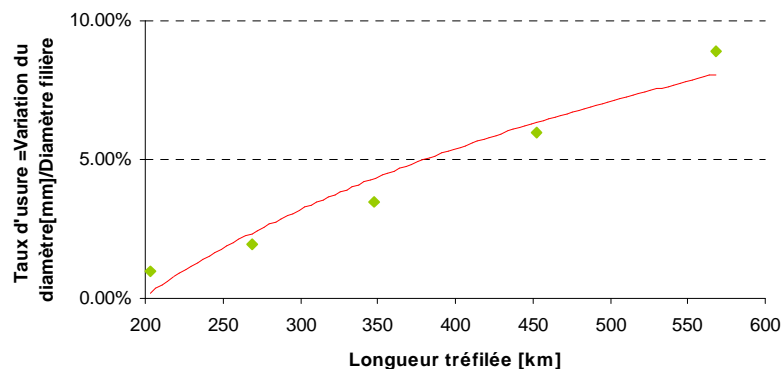


Figure 105. Taux d'usure en fonction de la longueur tréfilée

La figure 106 présente le taux d'usure ramené à un kilomètre de fil tréfilé. Cette représentation permet de comparer l'évolution de l'usure par passe indépendamment du diamètre et de la longueur tréfilée. L'usure est encore plus prononcée pour les dernières passes, on peut supposer que les conditions de lubrification et l'influence de la vitesse de tréfilage impactent directement l'usure.

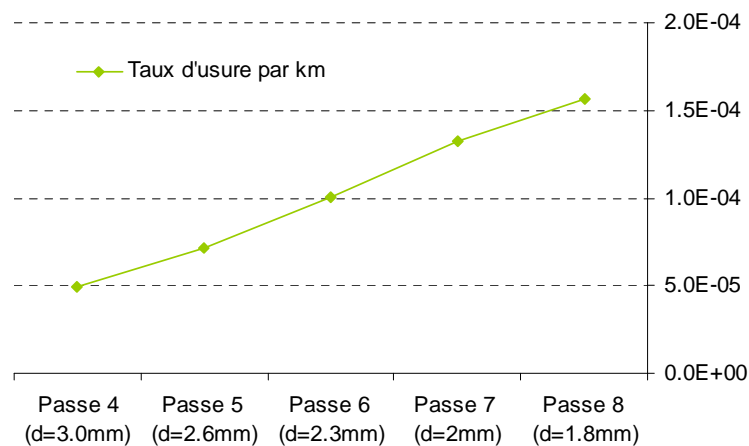


Figure 106. Taux d'usure par kilomètre de fil tréfilé pour chaque passe de tréfilage

L'usure dans ces conditions est vraiment prononcée, la dernière filière présente un anneau d'usure (de largeur $12\mu\text{m}$) marqué au niveau du cône de travail (figure 107).

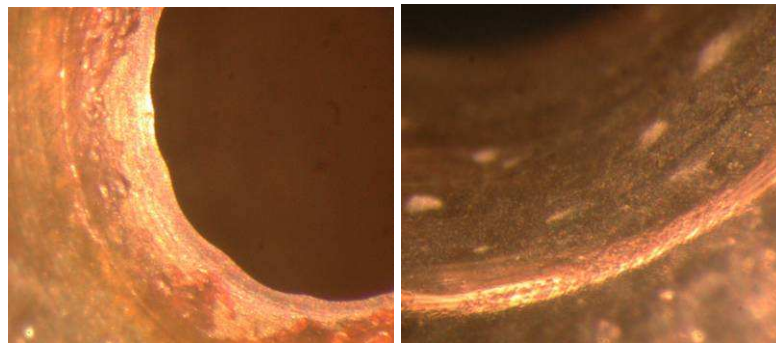


Figure 107. Photographie filière 1.80 mm (Grossissement $\times 40$ perte de cylindricité de la portée et anneau d'usure au niveau du cône de travail après tréfilage de 12 tonnes de cuivre

V.3 Conclusion

L'étude expérimentale portant sur les phénomènes d'usure des filières montre qu'une métallisation est toujours observée sur la surface des outils. La morphologie des filières présentent toujours un anneau d'usure plus ou moins prononcé selon le matériau utilisé et les conditions de lubrification ou de vitesse. L'interaction entre les transferts métalliques et le lubrifiant, est une des hypothèses avancées comme paramètre clé dans la lubrification du contact fil filière.

Lors du suivi de l'usure des filières en carbure de tungstène, l'impact des différences de propriétés mécaniques entre cuivre et aluminium a été observé. Les conditions de lubrification

(huile entière ou émulsion huile-eau) engendrent des cinétiques d'usure très différentes du fait de leur incidence directe sur le coefficient de frottement entre le fil et la filière.

Ces données sont importantes pour la compréhension des phénomènes de dégradation des surfaces et devraient permettre de valider différentes études ou approches analytiques de conditions d'interfaces ou simulations numériques de l'usure lors de contact lubrifié.

Conclusions et perspectives

Le travail de thèse a porté sur l'optimisation du procédé de tréfilage par une approche expérimentale, une modélisation analytique et une simulation numérique.

Ce procédé de mise en forme constitue un problème multi physique complexe. Cette complexité s'accroît du fait de l'influence de nombreux paramètres sur le procédé.

Cette étude a permis la détermination de l'évolution de l'effort de tréfilage en fonction des différents paramètres liés au procédé à partir d'une étude expérimentale, d'une formulation analytique et d'une simulation numérique basée sur la méthode des éléments finis. Les résultats ont montré que l'angle du cône de travail, le coefficient de frottement, la longueur de la portée, ainsi que leurs interactions mutuelles, ont des effets significatifs sur la force de tréfilage durant le processus de déformation du cuivre. L'effet de l'augmentation de la sévérité de la déformation (angles du cône ou réduction de sections plus importants) produit une déformation radiale non homogène, principalement près de l'interface fil-filière et peut ainsi causer l'endommagement du fil. Des corrélations entre la géométrie de la filière et le taux de déformation pendant le tréfilage ont été mises en évidence.

Par ailleurs l'analyse thermomécanique d'une passe de tréfilage a permis de quantifier l'influence des paramètres du procédé (vitesses de déformations et coefficient de frottement) sur l'effort de tréfilage. La chaleur générée par déformation plastique et par frottement a été quantifiée par une mesure continue utilisant des thermocouples installés dans une filière.

La comparaison des résultats expérimentaux, analytiques et la prédiction, par simulation numérique, du comportement thermomécanique pendant la déformation, pour un cas particulier, nous a permis de proposer une relation entre la température de filière et le coefficient de frottement à l'interface fil-filière. Une caractérisation des conditions d'interface par un coefficient de frottement dépendant de la vitesse de tréfilage a également été proposée.

Concernant le comportement du matériau, un protocole d'évaluation des paramètres décrivant le comportement élastoviscoplastique du cuivre en se basant sur le modèle de Johnson Cook a été établi. Cette loi de comportement est validée à partir de résultats expérimentaux dans le cas d'un cuivre en faisant varier la vitesse de déformation. La connaissance de cette loi de comportement est nécessaire pour la prédiction, par simulation numérique, des paramètres conduisant à des conditions optimales de tréfilage.

Des conditions sévères de tréfilage ($\alpha=15^\circ$) ont été testées en vue de mettre en évidence la création de défauts dans la zone centrale du fil en forme de chevrons, qui ont été clairement observés à l'aide d'un microscope électronique à balayage. La simulation numérique basée sur un modèle découplé du type Cockcroft Latham a permis de prédire la formation de décohesion centrale de forme chevrons en adéquation avec les observations microscopiques. Ce type de modèle énergétique présente l'intérêt d'utiliser un critère de rupture facilement quantifiable à partir d'un essai de traction. Il constitue donc un outil pratique pour l'optimisation du procédé de tréfilage.

L'étude expérimentale portant sur les phénomènes d'usure des filières montre qu'une métallisation est toujours observée sur la surface des outils. La morphologie des filières présentent toujours un anneau d'usure plus ou moins prononcé selon le matériau utilisé et les conditions de lubrification ou de vitesse. L'interaction entre les transferts métalliques et le lubrifiant, est une des hypothèses avancées comme paramètre clé dans la lubrification du contact fil filière. Lors du suivi de l'usure des filières en carbure de tungstène, l'impact des différences de propriétés mécaniques entre cuivre et aluminium a été observé. Les conditions de lubrification (huile entière ou émulsion huile-eau) engendrent des cinétiques d'usure très différentes du fait de leur incidence directe sur le coefficient de frottement entre le fil et la filière.

A l'issue de cette étude un outil robuste de prédiction de la tréfilabilité d'un matériau donné, basé sur les modèles de comportement thermomécanique et un outil de simulation numérique, a été développé. Cette démarche s'inscrit dans une voie d'optimisation du procédé de tréfilage.

Néanmoins, concernant le couplage thermomécanique, il serait nécessaire d'atteindre un régime stationnaire pour obtenir des résultats numériques plus pertinents dans la filière. Les conditions de contact et d'échanges thermiques à l'interface fil-filière devraient être mieux caractérisées. Des calculs thermiques séparés et alternés, dans le fil et dans la filière pourraient être corrélés aux résultats obtenus expérimentalement. Une écriture analytique de l'échauffement superficiel du fil devrait permettre de retrouver le travail plastique du matériau tréfilé, la température à l'interface. Il faudrait pour cela réaliser des essais supplémentaires avec des conditions de lubrification différentes.

Une modélisation numérique des phénomènes d'usure pour la prédiction de la durée de vie des outils de mise en forme reste à mener.

Pour améliorer la prédiction par simulation numérique d'un procédé de tréfilage optimisé, il serait nécessaire d'effectuer une modélisation plus réaliste du matériau en intégrant des modèles couplés d'endommagement continu de type Gurson modifié. Ce travail de thèse constitue les prémices d'une caractérisation de la dépendance des paramètres (par exemple fraction volumique de vides à la rupture) de l'endommagement à la vitesse de déformation et au taux d'écroutissage.

Références bibliographiques

- T. Altan, *Heat generation and temperatures in wire and rod drawing*. Wire Journal 1970; 3:54-59
- M. Asakawa W. Sasaki S. Shishido, *Effect of die approach geometry and bearing length on residual stress after bar drawing*, Wire Journal International, 2002, pp68-72
- B. Avitzur, *Metal forming: processes and analysis*, McGraw-Hill series, 1979
- B. Avitzur, *Study of flow through conical converging dies*, Wire industry, 1982
- B. Avitzur, *Flow through conical converging dies*, Handbook of metal forming, John Wiley & Sons, Inc., NY chap3 March 1983 1020 pp
- B. Avitzur, *Wet fine Wire drawing with slip*, Wire Journal International, 1994 p46-55
- B. Avitzur, *Wire drawing- theoretical considerations*, Nonferrous wire Handbook, 1995 chp1
- B. Avitzur, *Analysis of central bursting defects in extrusion and wire drawing*, J. Eng. Trans. ASME1, 1968, pp79-91
- P. Baque, *Mise en forme des métaux*,. Dunod, Paris, 1974
- M. Barge, *Etude expérimentale et numérique des mécanismes de coupe par abrasion*, thèse. E.C.L., Lyon, 2005
- M. Ben Tahar, *Contribution à l'étude et la simulation du procédé d'hydroformage*, Thèse Ecole des mines de Paris, 2005
- P. Boure, *Lubrification et usure du contact fil/outil en tréfilage humide*, Thèse Ecole Centrale de Lyon ECL,1999
-

- F. P. Bowden, D. Tabor, *The friction and lubrication of solids*, Clarendon press, Oxford, 1954
- G. Brethenoux, E. Bourgain, G. Pierson, M. Jallon, P. Secorde, *Cold forming processes: some examples of predictions and design optimization using numerical simulations*, Journal of Materials Processing Technology 60, 1996, pp555-562
- P. Caestecker, A. Gavrus, E. Ragneau, *Mise en évidence de l'influence de la loi de comportement sur la génération de la surface d'un copeau lors de la simulation numérique de la coupe orthogonale*, The Annals of "Dunarea De Jos" University Of Gala, 2006, pp5-10.
- A.M. Camacho, R. Domingo, E. Rubio, C. Gonzalez, *Analysis of the influence of back-pull in drawing process by the finite element method*, Journal of Materials Processing Technology 164-165, 2005, pp1167-1174
- L. Campagne, *Modélisation de la viscoplasticité et de l'endommagement en grande vitesse de déformation*, Université Strasbourg I, 2003
- T. Corral, *Die design and wiredrawing- understanding the relationship between die specifications and wiredrawing*, Wire Journal International, 2002
- X. Duan, T. Sheppard, *Computation of substructural strengthening by the integration of metallurgical models into the finite element code*, Comput. Mat. Sci. 27, 2003, pp250-258
- L. Dubar, A. Dubois, M. Dubar, *Friction and wear phenomena in cold metal forming: an integrated approach*. Proceedings of ICTMP, 2004
- A. Dubois, L. Lazzarotto, L. Dubar, J. Oudin, *A multi-step lubricant evaluation strategy for wire drawing-extrusion-cold heading sequence*. Wear, 2002, 249, 951-961
- E. Felder, *Cours Mise en forme des métaux : Présentation des procédés et des méthodes d'approche - rhéologie et essais rhéologiques*, Séminaire CEMEF, 2002
- E. Felder, A. Le floch, *Measurement of thermomechanical conditions in wire drawing dies*. Annals of the CIRP, vol.25/1, 1976
- E. Felder, *Evaluation of the influence of redundant work and friction in wire drawing*. Annals of the CIRP.25,1, 1976
- E. Felder, *Effet thermique de la mise en forme : Théorie et phénomènes volumiques*, Techniques de l'ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M3012, 2001
- E. Felder, *Effet thermique de la mise en forme : Phénomènes superficiels et modélisation*, Techniques de l'ingénieur, Traité des matériaux métalliques, M3013, 2001
- N.A. Flanders, E.M. Alexander, *Analysis of wire temperatures and power requirements on multipass drawing productivity*. Wire Journal International, 1979, pp.60-64
- J. Golden, G.W. Rowe, J. Brit, J. Appl. Phys., 9 ,1958, pp120-121
-

- A.L Gurson, *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth : Part I- Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, J. Engng Mater. Techno..., 1977, Vol.99, p.1-15
- S. Hanim, *Modélisation de l'écaillage d'un aluminium et d'un acier, effet de la température initiale*, thèse de doctorat de l'université de Metz, 1998.
- A. M. S. Hamouda, *Effect of energy losses during an impact event on the dynamic flow stress*, J. Mater. Process. Technol. 124, 2002, pp209-215
- P. Hartley, I. Pillinger, C. Sturgess, *Numerical modeling of material deformation processes: research, development and application*, 1992, Springer Verlag
- Y.Huang, J.W., Hutchinson *Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields*, J. Appl. Mech., Vol.58, 1991, pp1084-1086
- G. J. Johnson, W. H. Cook, *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*, Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, 1983, pp. 541-547
- R.W. Johnson, and G.W. Rowe, *J. Inst.Met.*, vol.96, 1968, p.97
- I.P. Kemp, G. Pollard, A.N. Bramley, *Temperature distributions in the high speed drawing of high strength steel wire*. Int. J. Mech. SCI., vol.27, n°11-12, 1985, pp.803-811
- A. Khalfallah, *Identification des lois de comportement élastoplastiques par essais inhomogènes et simulations numériques*, Thèse faculté des sciences de Tunis, 2004
- Y.S. Kim, D.H. Kim, *Development of the isothermal pass schedule program in a continuous high carbon steel wire drawing process considering the temperature drop*. Metal forming 2000, PIETRZYK et al (eds), 2000, p. 579-584
- T.H; Kim, B.H. Kim, J.C. Choi, *Prediction of die wear in wire drawing process* Journal of Materials Processing Technology 65, 1997, pp11-17
- D.C. Ko, E. Depraetere, O. Giroux, *The prediction of central burst defects in extrusion and wire drawing*, Journal of Materials Processing Technology 102, 2000, pp19-24
- D. Lepadatu, *Optimisation des procédés de mise ne forme par approche couplée plan d'expériences, éléments finis et surface de réponse* thèse Angers, 2006
- D. Leroux, Rapport d'étude interne Nexans, 1994
- C. Levrau, *Compréhension et modélisation des mécanismes de lubrification lors du tréfilage des aciers inoxydables avec les savons secs*. PhD thesis.,Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2006
- D.A. Lucca, R.N. Wright, *Heating effects in the drawing of wire and strip under hydrodynamic lubrication conditions*, J of Manuf Sc and Engineering, 1996, 118, pp628-638
-

- W.Lueg et A. Pomp, *Der Einfluss des Gegenzuges beim Ziehen von Stahldraht*, Stahl u. Eisen 63, 1943, pp.229–236
- C.J. Luis J. Leon R. Luri, *Comparison between finite element method and analytical methods for studying wire drawing processes*, Journal of Materials Processing Technology, 164-165, 2005, pp1218-1225
- F.M. McClintock, *A criterion for ductile fracture by the growth of holes*, J. Appl. Mec. , Vol.35, 1968, p.363-371.
- P.J. Mc Allen, *Numerical analysis of axisymmetric wire drawing by means of a coupled damage model*, J. Mat. Proc. Tech. 183, 2007, pp210-218
- M. Mear, J.W. Hutchinson, *Influence of yield surface curvature on flow localization in dilatant plasticity* , Mech. Mater., Vol.4,1985, pp395-407
- P. Montmitonnet, J. L. Chenot, *Introduction of anisotropy in viscoplastic 2D and 3D finite-element simulations of hot forging*, J. Mater. Process. Technol. 53, 1995, pp662-683
- A. Nakagiri T. Yamano M. Konaka M. Asakawa W. Sasaki K. Yoshida, *Behaviour of residual stress and drawing stress in conical-type die and circle-type die drawing by FEM simulation and experiment*, Wire Journal International, 2001, pp72-80
- N. Neimarlija, *Experimental testing and numerical simulation of temperature field in dies for dry steel wiredrawing*. Wire J. Int., vol.21, n°1, 1988, p.74-82
- S. Norasethasopon, K. Yoshida, *Finite element simulation of inclusion size effects on copper shaped-wire drawing*, Materials Science and Engineering A 422, 2006, pp.252-258
- H. Overstam, *Computational modelling of wire drawing*, Mater thesis Université d'Orebro Suède, 2001
- K. Yoshida, *FEM analysis of wire breaks in drawing of superfine wire with an inclusion* Wire Journal International, 2005, pp.102-107
- R. Nossent, R. Charpigny, *Mise en forme de l'aluminium*, Technique de l'ingénieur M652, 1997
- H. Overstam, B-M. Kim, *The influence of bearing geometry on the residual stress state in cold drawn wire analysed by the FEM*, Journal of Materials Processing Technology 171, 2006, pp446-450
- M. Oyane M., *Criteria for ductile fracture and their applications*, J. of Mechanical Working Technology, Vol.4, 1980, p.65-81.
- G. Perrin, *Contribution à l'étude théorique et numérique de la rupture ductile des métaux*, Thèse de l'Ecole Polytechnique, Palaiseau, 1992
- H; Pops, *Processing of wire from antiquity to the future*. Wire Journal International June 2008
-

- N. Ranc: *Etude des champs de température et de déformation dans les matériaux métalliques sollicités à grande vitesse de déformation*, Thèse de doctorat, Université Paris X ,Nanterre, 2005
- A.E. Ranger, *An electrical analogue for estimating die temperature field during wire drawing*. Wire production, May 1957, p.5-15
- C., Raskin, J. Jensen, Copper Wire breaks – another view, wire Journal International, 1998 p 80-86
- J.R. Rice, D. M.Tracey, *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.17 (3), 1969, pp. 201-217.
- A. Rouxel, *Contribution à l'étude et la modélisation du comportement sous sollicitations dynamiques d'alliages à haute limite élastique*, Thèse de doctorat, Université de Nantes, 1991
- E.M. Rubio, A.M. Camacho, L. Sevilla, M.A. Sebastian, *Calculation of the forward tension in drawing processes*, Journal of Materials Processing Technology 162-163, 2005, pp551-557
- K. Saanouni , J.F. Mariage, A. Cherouat, P. Lestriez, *Numerical Prediction of discontinuous central bursting in axisymmetric forward extrusion by continuum damage mechanics*, Computers and Structures 82, 2004, pp2309–2332
- G. Sachs, *Plasticity problems in metals*. Transactions of the Faraday Society, vol.24, 1928, p.84-92
- M. Saurel, Rapport interne Nexans, Best practice in Wire drawing, 2005
- R.M. Shemenski J. Walters M. Foster, *Finite element analysis of die geometry for drawing steel wire*, Wire Journal International, 2005
- J. A Schey, *Tribology in metalworking: Friction, lubrication and wear*. Ed American society for metals, 1983, 736p
- E Siebel, stahl u. Eisen 66/67 1947 p171
- E. Siebel, R. Kobitzsch, *Temperature increase in material in wire drawing*. Stahl und Eisen 1943; 63:110
- G. Simonnet, *Tréfilage de l'acier M645*, In *Traité des matériaux métalliques*, Techniques de l'Ingénieur, 1996
- C. Stoker, *Developments of the Arbitrary Lagrangian-Eulerian Method in non-linear Solid Mechanics* Thèse University of Twente, 1999
- A. Skolyszewski, M. Packo, *Back tension value in the fine wire drawing process*, Journal of Materials Processing Technology 80-81, 1998, pp380-387
- R.W. Snidle, *Contribution of the theory of frictional heating and the distribution of temperature in wires and strips during drawing*, Wear, 1977; 44 (2), pp279-294
-

- R. Taktak, *Etude de la déchirure ductile basée sur un modèle de croissance de cavités*. Thèse de doctorat, Université des Sciences et Technologie de Lille 1, 2008
- X Teng, T Wierzbicki, *Evaluation of six fracture models in high velocity perforation*. Engineering fracture mechanics 73:1212, pp1653-1678, 2006
- V. Tvergaard, *On localization in ductile materials containing spherical voids*. International journal of fracture, Mech, Int. Journal of Fract. Mech., Vol.18, 1982, pp.237-252.
- V. Tvergaard, A. Needleman, *Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*, Acta Metall. Mater., Vol.32., 1982, pp157-169.
- V. Tvergaard, *Material failure by void growth to coalescence*, Adv. Appl. Mech., Vol.27, 1990, pp83-151
- G. Vega, A. Haddi, A. Imad, *Modélisation numérique de mise en forme par tréfilage*. Proceedings of 18e Congrès Français de Mécanique, Grenoble, 27-31 août 2007.
- G. Vega, A. Haddi, A. Imad, *Investigation of process parameters effect on the copper-wire drawing*. Materials and Design, 2008
- G. Vega, A. Haddi, A. Imad, *Temperature effects on wire-drawing process: experimental investigation*, The 12th International ESAFORM Conference on Material Forming, University of Twente, The Netherlands, April 27-29, 2009.
- S. Vijayakar, *Thermal influences on residual stresses in drawn wire - a finite element analysis*, Wire Journal International, 1997, pp116-119
- J.G Wistreich, *Investigation of the mechanics of wire drawing*. Proc. Inst. Mech. Eng., 169, 1955, p.654-678
- N . Yu, J.P. Le Roy, *Tréfilage des fils cuivreux ultra-fins*, Technique de l'ingénieur M646, 1995
- F. J. Zerilli, R. W. Armstrong, *Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations*, J. Appl. Phys. 61 (5), 1987, pp1816-1825
-

Annexes

ANNEXES	165
LUBRIFICATION RÔLE DU LUBRIFIANT CARACTÉRISTIQUES ET RÉGIMES DE LUBRIFICATION	166
DISTRIBUTION DES TEMPÉRATURES DANS LA FILIÈRE RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES.....	170
CARACTÉRISATION : RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES.....	172
MODÉLISATION DES PHÉNOMÈNES D'USURE DES FILIÈRES	175
SUIVI D'USURE DE FILIÈRE RÉSULTATS COMPLÉMENTAIRES.....	177
OUTIL D'OPTIMISATION DU TRÉFILAGE DÉVELOPPÉ.....	180

Lubrification rôle du lubrifiant

Caractéristiques et régimes de lubrification

L'utilisation d'un lubrifiant est capitale au cours du procédé pour limiter le frottement et l'usure et assurer un régime de lubrification stable. Son rôle est de diminuer les forces d'étirage, d'éviter les échauffements excessifs aux grandes vitesses, et d'améliorer ainsi la durée de vie des outils et du fil. Le rôle de ces lubrifiants est de former un film suffisamment épais sur le fil de manière à éviter toute interaction entre le métal et la filière qui pourrait conduire à une dégradation de l'état de surface. Ils permettent ainsi des réductions successives, mais donnent un aspect terne au fil. Suivant les applications ultérieures du fil, un nettoyage s'impose pour ôter tous les résidus de lubrifiant.

En général, la lubrification des surfaces frottantes lors de la mise en forme des métaux est un sujet très complexe mettant en jeu un nombre important de variables souvent difficilement contrôlables. Dans la pratique, le choix du lubrifiant, pour une opération donnée est presque exclusivement fondé sur une approche empirique. Pour le tréfilage à froid, les fonctions essentielles du lubrifiant liquide sont :

- de réduire les frottements entre le fil et les surfaces frottantes telles que les filières, les cabestans ;
- de dissiper la chaleur créée par la déformation plastique du matériau ;
- d'empêcher la formation de dépôts à l'entrée des filières pouvant provoquer des casses.

Le lubrifiant de tréfilage est, en réalité, une émulsion généralement composée d'eau déminéralisée et d'huile minérale pétrolière ou d'huile synthétique à base d'esters ou de polyglycols. Dans ces huiles sont intégrés différents additifs tels que détergent, dispersant, épaississant, antioxydant, stabilisant, inhibiteurs de corrosion, etc., afin de se garantir des propriétés complémentaires pouvant faire face à différents besoins spécifiques. Une telle émulsion est souvent caractérisée par la viscosité cinématique, le pH et la concentration donnée

par le fournisseur. Mais l'expérience montre que ces paramètres sont, en réalité, loin d'être suffisants pour la définition exacte d'un produit. En fait, l'effet de lubrification peut être très différent d'une formulation à une autre malgré des caractéristiques voisines.

Dans le cas particulier du tréfilage des fils ultra-fins, les fonctions de la lubrification deviennent d'autant plus importantes que ces fils sont plus vulnérables aux sollicitations mécaniques engendrées par l'opération. C'est pour cela que, parallèlement aux efforts pour minimiser les contraintes mécaniques à tous niveaux, on recherche une huile émulsionnable ayant un bon pouvoir lubrifiant et détergent au niveau de l'interface fil-filière.

Les régimes de lubrification

La schéma suivant est une courbe de Stribeck typique qui représente l'évolution du coefficient de frottement μ dans un palier fonctionnant à la vitesse de glissement V , avec un lubrifiant de viscosité ν sous une charge N . Cette courbe se divise en trois zones distinctes que l'on rapproche des trois différents régimes de lubrification:

- le régime hydrodynamique,
- le régime limite
- et le régime mixte

Ces différents régimes sont caractérisés par l'épaisseur relative du film de lubrifiant par rapport à la rugosité des surfaces.

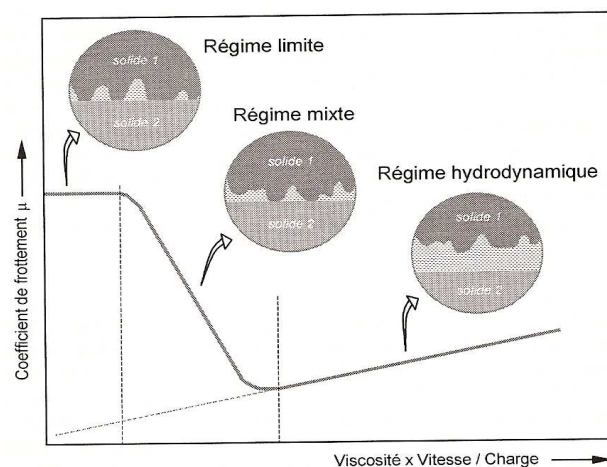


Schéma d'une courbe de Stribeck délimitant les différents régimes de lubrification.

Le régime hydrodynamique

En régime de lubrification hydrodynamique (HD), le film d'huile est continu et sépare les deux surfaces en contact. Son épaisseur est suffisante pour qu'il n'y ait pas de contact entre les aspérités des deux surfaces antagonistes. C'est le film de lubrifiant qui supporte la pression à l'interface. Suivant l'épaisseur du film de lubrifiant par rapport à la rugosité des surfaces, on parle de film épais ou de film mince. En régime hydrodynamique l'usure et le niveau de frottement sont très faibles et déterminés par les propriétés visqueuses volumiques du lubrifiant. Dans ce cas, on parle de frottement visqueux. Pour un lubrifiant de viscosité η , la contrainte de cisaillement à l'interface s'exprime par la relation suivante : $\tau = \eta\lambda$, où λ est le taux de cisaillement dans le lubrifiant

Dans le régime hydrodynamique, on peut distinguer le régime élastohydrodynamique (EHD) qui diffère de l'hydrodynamique par des pressions élevées présentes dans le contact. Quand on se déplace vers les hautes pressions, les solides en contact se déforment élastiquement et la modification de la géométrie n'est plus négligeable. Par ailleurs, l'augmentation de la viscosité du lubrifiant avec la pression doit être prise en compte car elle gouverne en partie l'épaisseur des films lubrifiants : c'est l'effet piézo-visqueux.

Dans le cas qui nous intéresse, les pressions engendrées dans les outils sont grandes et un des solides antagonistes est déformé plastiquement. On parle alors de régime plastrohydrodynamique (PHD). Par conséquent, il est nécessaire de coupler les équations hydrodynamiques (équation de Reynolds) et celles de la plasticité. Il est important de noter que la rhéologie du lubrifiant n'est pas bien connue sous des pressions de l'ordre du Gpa et à des taux de cisaillement élevé. La plupart des différents modèles de plastrohydrodynamique développés considère un comportement newtonien, voire piézo-visqueux du lubrifiant, hypothèse pas toujours valide dans de telles conditions, si ce régime lubrification par film continu se rencontre probablement peu en tréfilage son comportement est par contre très utile pour comprendre le cas le plus fréquent qui est un régime intermédiaire entre le régime limite et le régime PHD.

Le régime limite

Ce régime apparaît aux faibles vitesses où lorsque les conditions opératoires deviennent plus sévères (augmentation de la charge, rugosité des surfaces en contact plus importantes). L'épaisseur de film lubrifiant est insuffisante pour empêcher les micro-contacts entre les rugosités des surfaces antagonistes dont la hauteur devient supérieure à l'épaisseur de film. La charge est alors supportée par les aspérités en contact. Il en résulte un transfert continu de

matériaux plus ou moins oxydés sur les surfaces. Le lubrifiant ne sert plus qu'à refroidir le contact et à y apporter des additifs, c'est-à-dire des matériaux susceptibles d'améliorer les propriétés rhéologiques du troisième corps, constitué d'un agglomérat de produits de dissolution du lubrifiant et de transfert. Ainsi l'usure et le niveau de frottement sont élevés et déterminés par les propriétés des surfaces et les propriétés physico-chimiques des molécules présentes sur les surfaces. La rugosité des surfaces diminue très rapidement au lieu d'augmenter. Cette diminution de la rugosité est d'autant plus importante dans un procédé multi-passes comme le tréfilage. Ce phénomène est favorisé par l'augmentation correspondante de la vitesse de défilement du produit qui permet l'entraînement d'une quantité plus importante de lubrifiant dans l'interface entre le fil et la filière. Le régime limite tend donc de lui-même à évoluer vers un régime mixte.

Le régime mixte

C'est un régime intermédiaire entre les deux régimes précédents. La transition entre le film hydrodynamique et le film mixte peut être identifiée par le paramètre D : rapport entre l'épaisseur moyenne du film lubrifiant et la rugosité composite des deux surfaces. La lubrification mixte apparaît pour $D < 3$, qui marque la transition entre ces deux régimes. Les aspérités en contact ne peuvent être négligées et la charge est alors supportée à la fois par les aspérités et par le film de lubrifiant. Le niveau de frottement est le résultat de deux contributions et peut s'écrire de la façon suivante :

$$\mu = \beta\mu_L + (1 - \beta)\mu_H$$

où μ_L est le coefficient de frottement limite dû aux contacts métal/métal (frottement sec), μ_H est le coefficient de frottement hydrodynamique (frottement visqueux) dû aux frottements internes entre les molécules du lubrifiant et β est la fraction de la surface de contact en régime limite, qui varie de 0 à 1.

Bien que les fondements de ces différents régimes de lubrification soient maintenant bien compris, l'application au tréfilage pose des problèmes peu communs. Tout d'abord, seule la surface du fil glisse par rapport à l'outil et cette surface est indéfiniment longue. De plus, suite à l'allongement des fils, cette surface croît au cours de son passage dans l'outil, une partie est alors constituée de métal mis à nu, chimiquement très réactif avec l'environnement. Les pressions engendrées dans le contact, supportées à la fois par le lubrifiant et les solides, sont très élevées comparées aux divers problèmes de lubrification rencontrés dans d'autres mécanismes.

Distribution des températures dans la filière

Résultats complémentaires

Le tréfilage d'un cuivre ETP initialement recuit est réalisé sur une tréfileuse multi passe et multi fils (28fils tréfilés simultanément), dans des conditions industrielles, au travers une course de 13 filières d'un diamètre initial de 1,598mm à un diamètre final de 0,412mm et pour différentes vitesses de tréfilage variant de $V=5,5$ à 21,07m/s. Nous avons utilisé le protocole expérimental présenté chapitre III. La filière ($\varnothing 0.450\text{mm}$) instrumentée de thermocouples est insérée entre les filières de diamètre 0.506 et 0.412mm (figure 108).

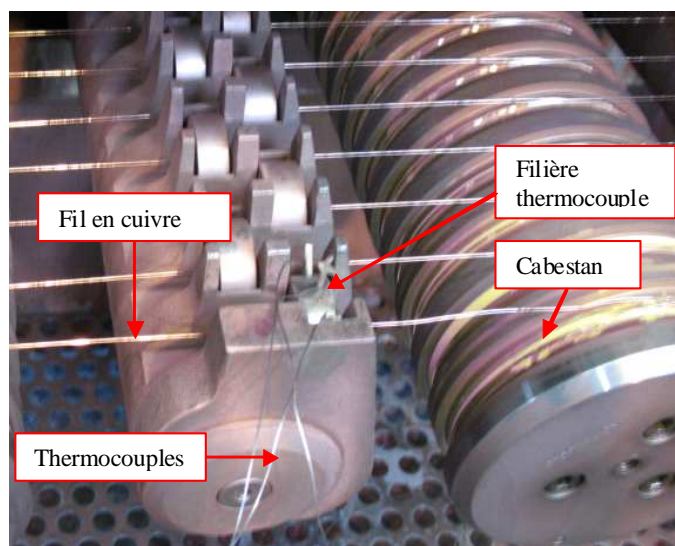


Figure 108. Position des filières dans tréfileuse

Les caractéristiques géométriques et mécaniques du fil avant et après tréfilage sont synthétisées dans le tableau 30. Pendant l'essai, les champs de températures dans la filière, la température du

lubrifiant et la vitesse de tréfilage sont enregistrés en fonction du temps (tableau 31). L'évolution de la température est affectée par la vitesse de passage du fil dans la filière. Le gradient de température dans la filière est similaire pour toutes les vitesses : $T_2 > T_1 > T_3$ (Température maximale proche de l'interface fil filière. On note, figure 109, une augmentation de 50% de la température au niveau de la portée calibrante pour un accroissement de vitesses de 6 à 23 m/s

Diamètre [mm]	V traction [mm/min]	E [MPa]	Re 0,2% [MPa]	Contrainte rupture [Mpa]	A[%]
0.450	20.0	60596	464.9	479.5	1.0
0.506	20.0	58731	463.8	478.5	0.8

Tableau 30. Les caractéristiques du cuivre avant et après passage dans la filière \varnothing 0.450 instrumentée ($\varnothing=0,506\text{mm}$ et $\varnothing=0,450\text{mm}$ - Machine de traction utilisée INTRON -

Vitesse de tréfilage [m/s]	T ₁ à 25 % noyau [°C]	T ₂ à 75 % portée [°C]	T ₃ à l'interface monture-noyau [°C]	T°C Bain d'huile
9.16	73.8	81.3	53.8	40.4
11	78.8	86.3	56.6	41.5
13.74	84	92.4	60.4	42.4
16.49	87.3	97.4	63.2	43.9
18.32	93.2	103	66	45.9
21.07	101.9	113	71.1	46.5

Tableau 31. Vitesses et températures au cours de l'essai

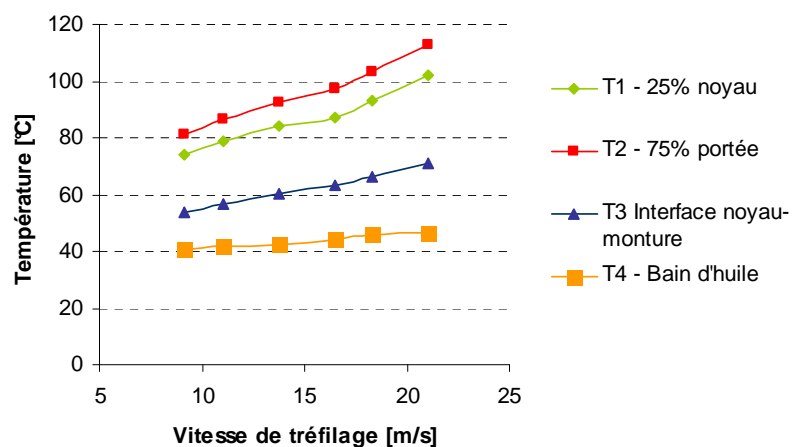
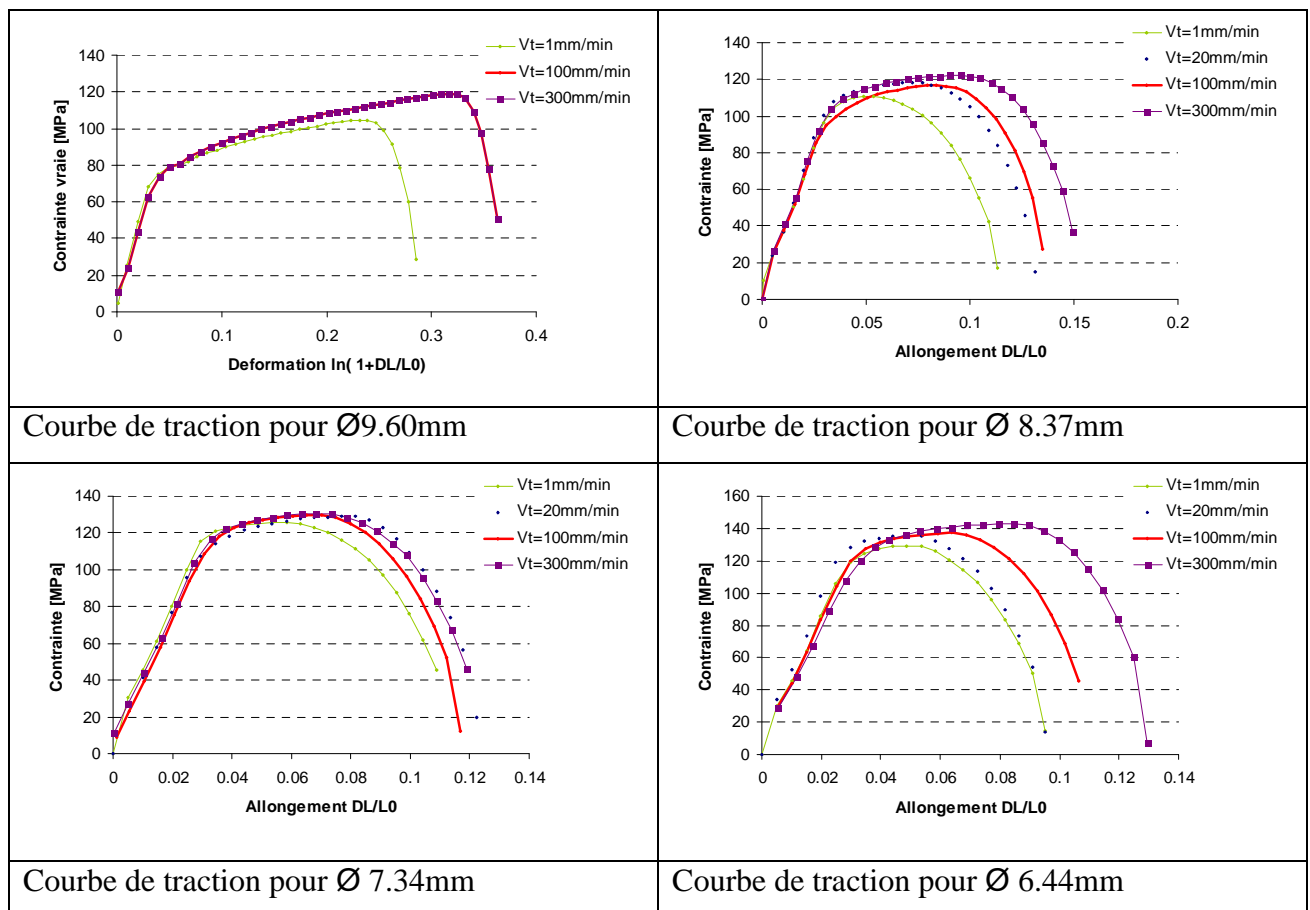
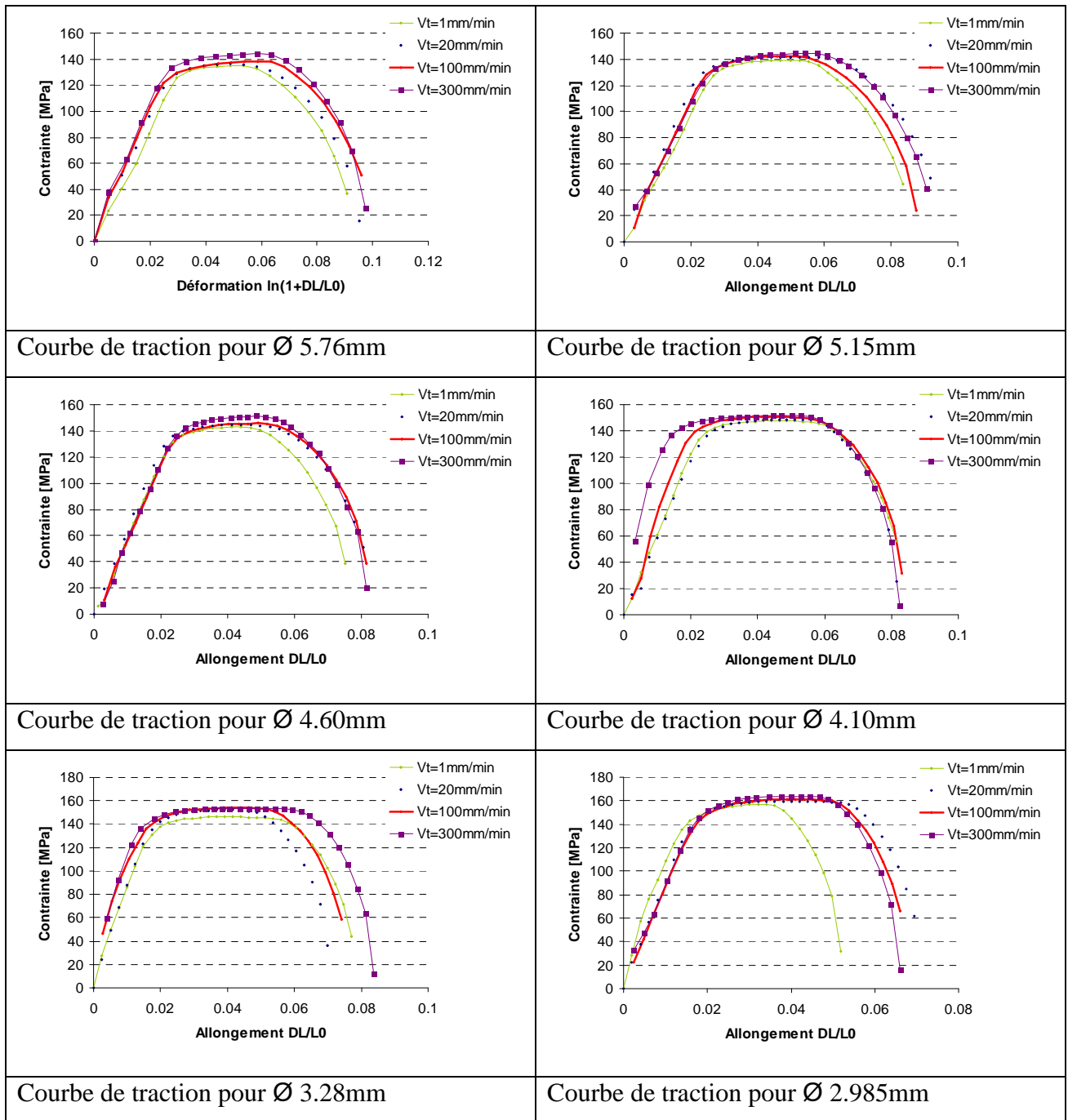


Figure 109. Evolutions des températures dans la filière et du bain de tréfilage en fonction de la vitesse de tréfilage

Caractérisation : Résultats complémentaires

Mise en évidence de l'influence de la vitesse de déformation et du taux d'érouissage d'Aluminium 1310 :



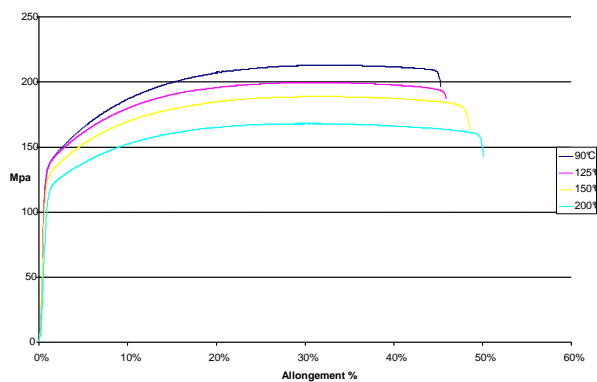


Influence de la température: Essai cuivre recuit entre 90°C et 200°C

En plus des essais à température ambiante (25°C) des essais de traction complémentaire de traction

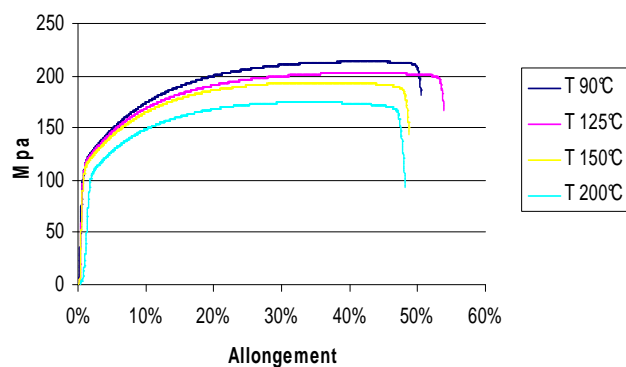


Figure 110. *Enceinte thermique - Position du fil et montage des fixations - Capteur de force INSTRON capacité 5kN.- Enceinte thermique INSTRON 3119-0052.2*



T°C	Rupture (MPa)	Allongement max %
90	213	50
125	202	53
150	193	48
200	174	48

Figure 111. *Courbes de traction pour différentes températures- Cuivre recuit Ø1.35*



T°C	Rupture (MPa)	Allongement max %
90	212	46
125	199	46,7
150	188	48,5
200	168	50,1

Figure 112. *Courbes de traction pour différentes température Cuivre recuit Ø1.725*

Ces courbes mettent en évidence les effets de ce dernier sur le comportement global du matériau.

En effet, on note que l'augmentation du taux d'écroutissage de xx à xxx se traduit par:

- une augmentation de la déformation à la rupture
- une diminution de la contrainte maximale
- une diminution de la limite élastique et du module d'élasticité longitudinal

Modélisation des phénomènes d'usure des filières

Kim et al⁹⁹ implémentent un modèle d'usure des filières, en considérant différents paramètres qui influencent le profil et la profondeur de l'usure en utilisant le modèle d'Archard qui détermine la profondeur de l'anneau d'usure V obtenue en fonction des différents paramètres du procédé

$$V = \frac{kPL}{3h}$$

(87.)

V : profondeur d'usure

h dureté du matériau des filières.

P pression normale de contact a la surface

L longueur de glissement entre fil/filière

K condition de lubrification

Les valeurs les plus couramment rencontrées¹⁰⁰ pour la variable K , fonction du type de matériau et du type de lubrification, sont présentées dans le tableau 32 :

$K \times 10^{-6}$	Non lubrifié	Lubrification faible	Bonne lubrification	Lubrification intense
Non métal sur lui même	6	2	1	0,5

⁹⁹ T.H. Kim, B.H. Kim, J.C. Choi, *Prediction of die wear in wire drawing process* Journal of Materials Processing Technology 65, 1997, pp11-17

¹⁰⁰ D. Lepadatu, *Optimisation des procédés de mise ne forme par approche couplée plan d'expériences*, éléments finis et surface de réponse thèse Angers, 2006

Non métal sur autre métal	3	1	0,4	0,2
Métal sur lui même	1500	300	30	1
Métal sur autre métal compatible	500	100	10	0,3
Métaux incompatibles	15	3	0,3	0,03

Tableau 32. Valeurs du coefficient $K \times 10^6$ pour différents contacts et condition de lubrification.

Les auteurs comparent différents paramétrages de façon à déterminer l'influence de ceux-ci dans l'évolution de la profondeur d'usure. Les données des deux procédés modélisés sont fournies dans le tableau 33.

	Process A	Process B
Angle de travail [°]	6.5	6.5
Diamètre initial [mm]	4.7	4.5
Diamètre final [mm]	4.5	4
Réduction [%]	8.33	20.99
Longueur de la portée [mm]	1.5	1.5
Vitesse de tréfilage [mm/s]	5000	5000
Coefficient de friction μ	0.15	0.15

Tableau 33. Paramètre utilisés pour la détermination de la profondeur d'usure.

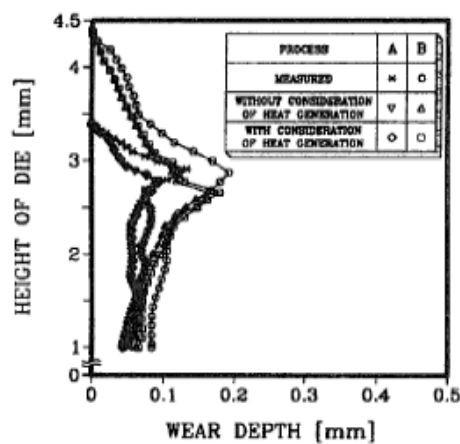


Figure 113. Profils d'usure prédit par modélisation au niveau du premier point de contact fil/filière. Avec et sans considération de la température

Cette étude développe une méthode simple pour prédire les profils d'usure, basée sur une approche par éléments finis, en accord avec les mesures expérimentales existantes. Les auteurs notent l'influence importante de la température aux niveaux des surfaces en contact, de la rugosité et de la distribution des aspérités sur la profondeur de l'usure.

Suivi d'usure de filière

Résultats complémentaires

Le but du suivi des filières est de constituer une base de données permettant de quantifier expérimentalement les phénomènes d'usure. La démarche consiste à suivre des filières de matériaux différents. (Diamant, PCD et carbure de tungstène) d'un état neuf caractérisé puis à un état usagé après tréfilage.

Observation pour les filières en diamant monocristallins – Fil fin (0.1mm) en Cuivre étamé

Pour cette partie 9 filières de finition d'un même diamètre 0.1mm ont été suivies. A l'état neuf et après le tréfilage de 10500kg de cuivre étamé les filières ont été auscultées. (Mesure des cotes internes, photographie binoculaire et pas microscope électronique à balayage, empreinte, poids).

Les conditions de tréfilage sont :

- vitesse de tréfilage de 25 m/s au niveau de la dernière filière
- température de bain de lubrifiant (émulsion huile dans eau) 40°C

Après auscultation à l'état neuf, puis tréfilage de.

Après tréfilage de 10500 kg de cuivre étamé, aucune variation de morphologie significative n'est observée sur les filières en diamant. Par contre un transfert métallique observé sur toutes les filières (métallisation d'un dépôt d'étain). L'état de surface du cône de travail des filières est difficilement observable du fait de la dimension faible du diamètre

Référence filière	Diamètre [mm]	Variation du diamètre	Cône de réduction [°]	Variation du cône de travail
C1	0,1004	0,0000	14	-0,6
C2	0,1014	0,0011	12,3	0,8
C3	0,1007	0,0000	13,8	-2,2
C4	0,1007	0,0000	14,3	0,6
C5	0,1004	0,0002	12	-1,4
C6	0,1005	0,0000	14,1	0,3
C7	0,1003	0,0001	12,3	-2,2
C8	0,1012	0,0007	11	-2,3
C9	0,1011	0,0000	14,5	1,1

Observations pour les filières en diamant monocristallin et poly cristallins PCD – Fil moyen et fin en Cuivre

Pour cette partie 9 filières de finition d'un même diamètre 0.1mm ont été suivies. A l'état neuf et après le tréfilage de 10500kg de cuivre étamé les filières ont été auscultées. (Mesure des cotes internes, photographie binoculaire et pas microscope électronique à balayage, empreinte, poids).

Les conditions de tréfilage sont :

- vitesse de tréfilage de 25 m/s au niveau de la dernière filière
- température de bain de lubrifiant (émulsion huile dans eau) 40°C

Une course complète de filières en diamant poly cristallins PCD, permettant la réduction d'un fil de diamètre 8mm d'un fil de cuivre ETP à 1.8mm par le tréfilage au travers le passage de 11 filières, à été suivie. Ainsi que les 5 dernières filières en diamant monocristal, utilisé pour de diamètres inférieurs à 0.5mm, permettant de tréfiler le fil en reprise de 1.80 à 0.2mm

Nous avons regroupés, ci- dessous les principales observations constatées, dans ces deux cas, le matériau tréfilé étant identique (cuivre) et les bains de lubrifiants sont les mêmes (émulsion huile dans eau à la température de 45°C, pour des vitesses de tréfilage aux diamètres finaux voisines, respectivement de 31.5 et 35 m/s

Après 21 tonnes, les filières en diamant monocristallin, présentent quelques défauts de surfaces anneau d'usure, mais aucune variation significative de leur géométrie. (Figure 114)

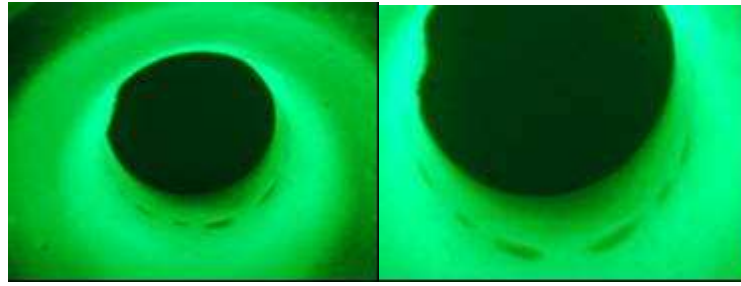


Figure 114. Photographie MEB – présence d'un anneau d'usure de profondeur non significative – filière 0.20 (à gauche) et 0.245 (à droite) grossissement X200 après 21 tonnes

Après 3408 tonnes, malgré le tonnage relativement important nous ne constatons aucune variation de la morphologie des outils diamant poly cristallins PCD, pas d'anneau d'usure mais des premiers défauts de surface, types griffes ou rayures (figure 115). La présence d'un défaut plus prononcé est observée pour la filière de la course de diamètres \varnothing 4.690mm

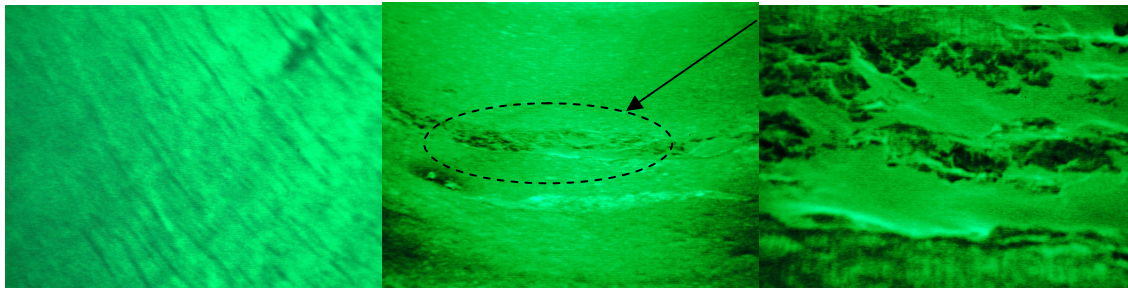


Figure 115. Etat de surface présentant des rayures et des défauts superficiels et éclat constaté sur filière \varnothing 4.960mm. grossissement X100 X 75et X750 (zoom sur éclat)

Outil d'optimisation du tréfilage développé

Un outil d'optimisation robuste de prédiction basé sur une simulation numérique du tréfilage a été développé pendant ce travail de thèse. Cet outil prend en compte les couplages étudiés pour :

- Les calculs mécaniques avec des lois élastoviscoplastiques
- Les calculs thermomécaniques

Il est possible de :

- Prédire l'écoulement dans des conditions préalablement fixées
- Prendre en considération de la géométrie du fil (constitué d'un ou plusieurs matériaux)
- De quantifier l'influence d'une variation de géométrie des outils sur la déformation

Ces différentes approches ont pour but d'optimiser le procédé de tréfilage et de répondre sur la tréfilabilité des matériaux que l'on souhaite mettre en forme : en termes de géométrie des outils ainsi que leurs tolérances acceptables

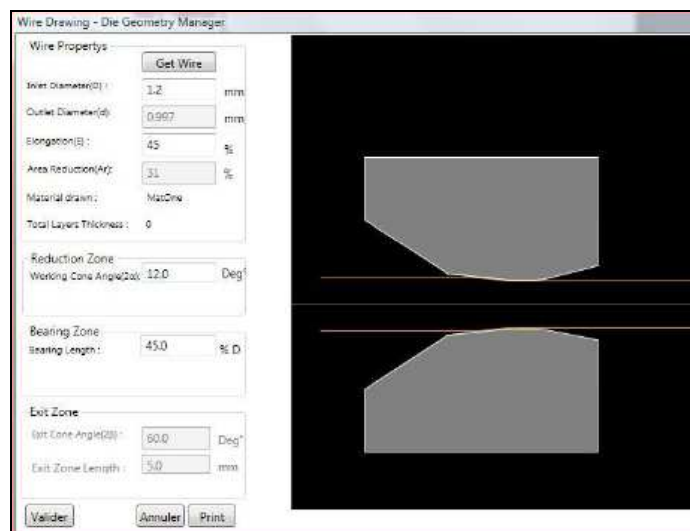


Figure 116. Outil d'optimisation du tréfilage